

Titre: Étude expérimentale de la propagation de fissures de fatigue dans la zone affectée thermiquement de joints soudés de roues de turbines hydrauliques
Title:

Auteur: Alexandre Trudel
Author:

Date: 2013

Type: Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

Référence: Trudel, A. (2013). Étude expérimentale de la propagation de fissures de fatigue dans la zone affectée thermiquement de joints soudés de roues de turbines hydrauliques [Master's thesis, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie.
Citation: <https://publications.polymtl.ca/1315/>

 **Document en libre accès dans PolyPublie**
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: <https://publications.polymtl.ca/1315/>
PolyPublie URL:

Directeurs de recherche: Myriam Brochu, & Martin Lévesque
Advisors:

Programme: Génie mécanique
Program:

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DE LA PROPAGATION DE FISSURES DE
FATIGUE DANS LA ZONE AFFECTÉE THERMIQUEMENT DE JOINTS
SOUDÉS DE ROUES DE TURBINES HYDRAULIQUES

ALEXANDRE TRUDEL

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)

DÉCEMBRE 2013

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé:

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DE LA PROPAGATION DE FISSURES DE FATIGUE DANS
LA ZONE AFFECTÉE THERMIQUEMENT DE JOINTS SOUDÉS DE ROUES DE
TURBINES HYDRAULIQUES

présenté par : TRUDEL Alexandre

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. TERRIAULT Daniel, Ph.D., président

Mme BROCHU Myriam, Ph.D., membre et directrice de recherche

M. LÉVESQUE Martin, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. PAQUET Daniel, Ph.D., membre

DÉDICACE

À ma partenaire de vie, Isabelle.

À ma mère, Ginette, et mon père, Claude.

À mes sœurs, Janie et Justine.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier ma directrice de recherche, Myriam Brochu, pour sa rigueur implacable et sa disponibilité exceptionnelle. Myriam a su me transmettre ses grandes qualités d'ingénieure-chercheuse qui ont immensément contribué à mon développement professionnel. Je veux aussi remercier mon codirecteur de recherche, Martin Lévesque, pour sa franchise percutante, mais toujours constructive et nécessaire. Martin m'a inculqué l'aspect politique indissociable de tout projet de recherche. Ensemble, ils m'ont apporté le soutien technique, financier, et parfois aussi émotif, qui m'ont permis de mener à bien ce projet.

De l'École Polytechnique de Montréal, je remercie Yves Verreman pour ses conseils techniques précieux qui m'ont permis d'élever certains aspects de cette étude à un niveau supérieur. Je remercie aussi Bénédicte Besner pour son assistance lors de la réalisation des essais de fatigue.

D'Alstom, je remercie Michel Sabourin, principal instigateur de ce projet. Sa grande capacité à mettre en perspective le côté pratique de tout projet de recherche a grandement contribué au succès de mes études. Je veux aussi remercier Louis Mathieu pour ses conseils inestimables à propos de l'aspect soudage du projet.

De l'institut de recherche d'Hydro-Québec, je remercie Jacques Lanteigne et Denis Thibault, de grands métallurgistes que j'ai eu l'honneur de côtoyer durant mes études. Ils m'ont apporté une expertise technique incommensurable sur la métallurgie, le soudage et la fatigue. Je veux aussi mentionner l'importante contribution des technologues Carlo Baillargeon, Alexandre Lapointe et René Dubois sans qui toute la théorie acquise n'aurait pu être concrètement appliquée.

Pour la création de nombreuses figures de ce mémoire, je remercie Louis-Philippe Coallier, designer graphique (*lpcoallier.com*) et ami. Ses magnifiques illustrations ont permis d'ajouter une grande qualité visuelle à ce mémoire.

Ce projet n'aurait pas été possible sans l'aide de mes parents, Claude et Ginette. Ils ont toujours su me guider vers le droit chemin, et une grande partie du succès de ce projet leur est due.

Enfin, je veux souligner le support continu de ma fiancée, Isabelle, qui a su faire preuve de beaucoup de compréhension et de patience. Je t'aime ma chérie.

Merci à tous ceux que j'ai côtoyés durant ces années extrêmement enrichissantes.

RÉSUMÉ

Ce mémoire présente une étude expérimentale sur le comportement en fatigue-propagation en milieu aqueux de la zone affectée thermiquement de joints soudés de roues de turbines hydrauliques en acier inoxydable CA6NM. L'objectif primaire de ce projet était de déterminer les propriétés en fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement. Des essais de fatigue-propagation en milieu aqueux ont été réalisés afin de déterminer le seuil de propagation ΔK_{seuil} , et les paramètres de la loi de Paris C et m de la zone affectée thermiquement. Étant donné les potentielles incertitudes expérimentales associées à la propagation d'une fissure confinée à la zone affectée thermiquement, des essais de fatigue-propagation en milieu aqueux à variation du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) constant ont été réalisés de manière à ce que la fissure traverse la zone affectée thermiquement. Ces essais ont permis de mieux apprécier la variation de la résistance à la propagation des fissures de fatigue entre les trois zones de la soudure, soient le métal d'apport, la zone affectée thermiquement et le métal de base.

Pour atteindre ces objectifs, un plan expérimental a été mis en place. Une plaque de CA6NM a été soudée de manière à générer une couche de métal d'apport. La plaque soudée a été sciée en deux pièces identiques, dont une a subi un traitement thermique post-soudage afin d'en étudier l'effet sur le comportement en fatigue-propagation. Des éprouvettes de type *compact tension* ont été usinées à partir des plaques soudées. Des échantillons rectangulaires ont aussi été prélevés pour la caractérisation de la soudure. Des observations métallographiques et des mesures de diffraction aux rayons-X ont été réalisées dans les trois zones de la soudure (métal d'apport, zone affectée thermiquement et métal de base) afin d'en caractériser la microstructure. Cette caractérisation microstructurale, jumelée à des observations métallographiques du profil des fissures, ont été utiles afin d'identifier les effets microstructuraux agissant sur le comportement en fatigue-propagation. Des mesures de microdureté ont été réalisées à travers la soudure afin de quantifier la taille de la zone affectée thermiquement, et de permettre une caractérisation mécanique relative entre les trois zones de la soudure. Les contraintes résiduelles présentes dans les échantillons de fatigue ont été mesurées afin d'en déterminer l'influence sur le comportement en fatigue-propagation. Enfin, des observations des faciès de rupture ont été réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage afin d'identifier les principaux mécanismes de rupture. Cette étude a permis d'arriver à de nombreuses conclusions quant au comportement en

fatigue-propagation des joints soudés de roues de turbines hydrauliques en milieu aqueux, et plus spécifiquement de la zone affectée thermiquement. Premièrement, les contraintes résiduelles de tension en bout de fissure ont causé l'absence de fermeture, résultant en une résistance à la propagation affaiblie. En revanche, l'effet bénéfique du traitement thermique post-soudage a été expliqué par son aptitude à réduire les contraintes résiduelles de tension, permettant aux effets de fermeture d'avoir lieu. Dans un second temps, la microstructure martensitique des trois zones de la soudure a été identifiée comme ayant une influence sur le comportement en fatigue-propagation. La grossièreté de la martensite, qui variait entre les trois zones de la soudure, a joué un rôle sur la trajectoire de la fissure. Une martensite fine, telle qu'observée dans le métal d'apport, s'est traduite par une fissure rectiligne alors qu'une martensite grossière, telle qu'observée dans la zone affectée thermiquement et surtout dans le métal de base, a engendré une fissure tortueuse. Le degré de tortuosité de la fissure a été relié à la résistance à la propagation, permettant de conclure qu'une microstructure martensitique grossière qui engendre une trajectoire tortueuse accentue l'avancement par modes mixtes locaux et la fermeture induite par la rugosité. Dans un troisième temps, lorsqu'alignée dans la zone affectée thermiquement, la fissure a eu tendance à dévier vers le métal de base. Ce comportement a été expliqué en considérant que la limite d'élasticité diminuait dans la zone affectée thermiquement du métal d'apport au métal de base. Ce gradient de la limite d'élasticité a conduit à une zone plastique asymétrique en bout de fissure, résultant ainsi en sa déviation graduelle du côté où la zone plastique était la plus grande, i.e. le métal de base. Enfin, la présence d'austénite résiduelle et/ou reformée dans les trois zones de la soudure, ainsi que l'occurrence d'un mécanisme de rupture intergranulaire dans la zone affectée thermiquement et dans le métal de base ont été identifiés comme ayant une influence négligeable sur le comportement en fatigue-propagation, du moins pour les proportions mesurées.

La conclusion principale de cette étude est que la zone affectée thermiquement ne possède une résistance intrinsèque à la propagation des fissures de fatigue en milieu aqueux que légèrement inférieure au métal de base. Ceci a été attribué à sa microstructure martensitique plus fine qui conduit à une fissure moins tortueuse. En revanche, les contraintes résiduelles induites par le soudage influencent de façon dominante la propagation des fissures de fatigue dans les joints soudés de roues de turbine. D'un point de vue pratique, cette étude permet d'affirmer que le procédé de soudage des roues de turbines jumelé à un traitement thermique post-soudage produit un joint soudé possédant une bonne résistance à la propagation des fissures de fatigue.

ABSTRACT

This thesis presents the results of a comprehensive experimental study on the fatigue crack propagation behavior in aqueous environment of the heat affected zone of CA6NM stainless steel hydraulic turbine runner welds. The initial objective of this project was to determine the fatigue crack growth properties of the heat affected zone. To achieve this, standardized fatigue crack growth tests in aqueous environment were performed to determine the crack growth threshold ΔK_{th} , and the Paris relationship constants C and m of the heat affected zone. Given potential experimental uncertainties arising from the growth of a crack confined to the heat affected zone, fatigue crack growth tests in an aqueous environment at constant stress intensity factor range (ΔK) were performed so that the crack would propagate across the heat affected zone. These tests allowed to better appreciate the fatigue crack growth resistance variation between the three zones of the weld, i.e., the filler metal, the heat affected zone and the base metal.

Various experimental objectives were supplemented to these two primary objectives. A CA6NM plate was welded to generate a layer of filler metal over its entire surface. The welded plate was cut in two equal pieces, one of which was post-weld heat treated in order to study the effect of this treatment on the fatigue crack growth behavior. Compact tension type fatigue specimens were machined from the welded plates. Rectangular samples were also collected to allow the characterization of the weld. Metallographic observations and X-ray diffraction measurements of the three zones of the weld (filler metal, heat affected zone and base metal) were conducted in order to characterize the microstructure. This microstructural characterization combined with metallographic observations of the crack path profiles were useful in assessing the microstructural effects acting on the fatigue crack growth behavior of the weld. Microhardness measurements were carried out across the weld in order to quantify the heat affected zone width and to allow a relative mechanical characterization of the three weld zones. Residual stresses were measured in fatigue specimens to determine their influence on the fatigue crack growth behavior. Finally, the fracture surfaces were observed using a scanning electron microscope in order to identify the main fracture mechanisms.

This work led to several conclusions about the fatigue crack growth behavior in aqueous environment of hydraulic turbine runner welds, and especially in the heat affected zone. First, the measured crack tip tensile residual stresses inhibited crack closure, which resulted in a

deteriorated resistance to fatigue crack growth. On the other hand, the beneficial effect of post-weld heat treatment was explained by its ability to sufficiently reduce the tensile residual stresses to allow crack closure to occur. Secondly, the martensitic microstructure of the three weld zones was identified as influencing the fatigue crack growth behavior. The varying martensite coarseness between the three weld zones influenced the path of the crack. A fine martensitic microstructure, as observed in the weld metal, resulted in a linear crack path, while a coarse microstructure, as observed in the heat affected zone and base metal, resulted in a tortuous crack path. The degree of crack path tortuosity was related to the fatigue crack growth resistance, which revealed that a coarse martensitic microstructure that leads to a tortuous crack path, promotes toughening by local mixed modes of crack advance and roughness-induced crack closure. Thirdly, when the crack propagated in the heat affected zone, a tendency to gradually deviate towards the base metal was observed. This behavior was rationalized by considering the yield strength mismatch between the three weld zones. The yield strength decreased in the heat affected zone from filler metal to base metal. This yield strength gradient led to an asymmetric crack tip plastic zone, which resulted in the deflection of the crack towards the side where the plastic zone was the largest, i.e. the base metal. Finally, the presence of residual and/or reformed austenite in the three zones of the weld, as well as the occurrence of an intergranular fracture mechanism in the heat affected zone and base metal were identified as having a negligible influence on the fatigue crack growth behavior in the amounts measured.

The main conclusion of this study is that the heat affected zone is only slightly less resistant to fatigue crack growth than the base metal. This was attributed to its somewhat finer microstructure that leads to a less tortuous crack path. It is rather the weld-induced residual stresses that dominantly affect the growth of fatigue cracks in hydraulic turbine runner welds. From a practical point of view, the results of this research allow to assert that the turbine runner welding process combined with a post-weld heat treatment produce a weld with good resistance to fatigue crack growth.

TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	III
REMERCIEMENTS	IV
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT	VII
TABLE DES MATIÈRES	IX
LISTE DES TABLEAUX.....	XIII
LISTE DES FIGURES.....	XIV
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	XVIII
INTRODUCTION.....	1
Chapitre 1 REVUE DE LITTÉRATURE	4
1.1 Généralités sur la propagation des fissures de fatigue	4
1.1.1 Éléments de la mécanique de la rupture élastique linéaire.....	4
1.1.2 Régimes de propagation des fissures longues	6
1.1.3 Mécanismes d'écrantage de la fissure	8
1.2 La zone affectée thermiquement induite par le soudage	13
1.2.1 Aspects microstructuraux.....	13
1.2.2 Contraintes résiduelles induites par le soudage.....	15
1.3 Propagation des fissures de fatigue dans la zone affectée thermiquement	16
1.3.1 Aspects expérimentaux	16
1.3.2 Effet de la microstructure	17
1.3.3 Effet des contraintes résiduelles	20
1.3.4 Effet du traitement thermique post-soudage	21
1.4 Sommaire	22

Chapitre 2	RATIONNELLE DU PROJET	23
Chapitre 3	MÉTHODES EXPÉRIMENTALES	26
3.1	Matériaux	26
3.2	Soudage	27
3.2.1	Robot soudeur	27
3.2.2	Paramètres de soudage	29
3.2.3	Déposition du métal d'apport par passes oscillées.....	30
3.3	Traitement thermique post-soudage	30
3.4	Usinage des éprouvettes	31
3.5	Mesure des contraintes résiduelle par la méthode du contour	32
3.6	Essais de fatigue-propagation.....	32
3.6.1	Essais à ΔK constant.....	33
3.6.2	Essais à ΔK variable	34
3.6.3	Mesures de la fermeture	35
3.7	Analyses fractographiques	35
Chapitre 4	ARTICLE 1: MICROSTRUCTURAL EFFECTS ON THE FATIGUE CRACK GROWTH RESISTANCE OF A STAINLESS STEEL CA6NM WELD	36
	Abstract	36
4.1	Introduction	36
4.1.1	Context of research.....	36
4.2	Materials and Methods	39
4.2.1	Materials and specimens preparation	39
4.2.2	Microhardness measurements and microstructural characterization	41
4.2.3	Residual stress measurements by the contour method	41
4.2.4	Fatigue crack growth testing	42

4.3	Results	43
4.3.1	Weld characterization.....	43
4.3.2	Constant stress intensity factor range fatigue testing	45
4.4	Discussion	47
4.4.1	Effect of residual stresses on crack opening	47
4.4.2	Microstructural effects on fatigue behavior	50
4.4.3	Fractography.....	52
4.5	Conclusion.....	55
Chapitre 5 ARTICLE 2: FATIGUE CRACK GROWTH IN THE HEAT AFFECTED ZONE OF A HYDRAULIC TURBINE RUNNER WELD		57
	Abstract	57
5.1	Introduction	57
5.2	Experimental procedures.....	59
5.2.1	Materials and specimen preparation.....	59
5.2.2	Microhardness measurements	59
5.2.3	Fatigue crack growth rate testing	60
5.3	Results	61
5.3.1	Microhardness	61
5.3.2	Fatigue testing results.....	62
5.4	Discussion	66
5.4.1	Effect of PWHT on HAZ fatigue behavior	66
5.4.2	Effect of macroscopic crack path deviation on crack growth characterization.....	68
5.5	Conclusion.....	70
Chapitre 6 RÉSULTATS SUPPLÉMENTAIRES : EFFET DU TRAITEMENT THERMIQUE POST-SOUDAGE		73

6.1	Résultats des essais à ΔK constant sur éprouvettes traitées thermiquement	73
6.2	Contraintes résiduelles dans une éprouvette traitée thermiquement	76
Chapitre 7	DISCUSSION GÉNÉRALE	77
7.1	Effet des contraintes résiduelles	77
7.2	Effet de la microstructure	80
7.3	Influence de la disparité de limite d'élasticité des zones de la soudure	84
CONCLUSION		86
RÉFÉRENCES		90

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 3.1 Paramètres de soudage utilisés comparés aux paramètres typiquement spécifiés en industrie.	29
Table 4.1 Chemical composition of BM CA6NM (weight %). Taken from [14].	40
Table 4.2 Mechanical properties of BM CA6NM. Taken from [14].	40
Table 4.3 Quantification of phases percentage and PAG size.	45
Table 4.4 Mean FCGR in the FM, HAZ and BM at both ΔK	47
Table 4.5 PZS and intergranular proportion in the BM. BM PAG size shown for comparison. ...	54
Table 5.1 Chemical composition of BM CA6NM (weight %) [14].	59
Table 5.2 Mechanical properties of BM CA6NM and FM 410NiMo.	59
Table 5.3 Fatigue threshold and Paris law constants for AW and HT HAZ tested at $R = 0.1$ and $R = 0.7$	66
Tableau 7.1 $\Delta K_{eff} / \Delta K$ calculés selon les modèles de Suresh [25] pour l'avancement par modes mixtes locaux et la fermeture induite par la rugosité.	83

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Champ de contraintes près de la pointe d'une fissure.	5
Figure 1.2 Les trois modes d'ouverture élémentaires. (a) Mode de traction (Mode I). (b) Mode de cisaillement dans le plan (Mode II). (c) Mode de cisaillement hors-plan (Mode III).....	6
Figure 1.3 Courbe de propagation en fatigue typique d'une fissure longue à rapport de charge constant. Adaptée de [12]......	8
Figure 1.4 Schéma de la fermeture induite par la plasticité.	10
Figure 1.5 Schéma de la fermeture induite par la rugosité.....	11
Figure 1.6 Schéma de la fermeture induite par les oxydes.....	12
Figure 1.7 Schématisation d'une bifurcation de fissure idéalisée proposée par Suresh (adaptée de [25, 27]).....	12
Figure 1.8 Sous-régions de la ZAT (reproduite et adaptée de [29] avec permission de l'auteur). 14	
Figure 1.9 Champ de contraintes résiduelles longitudinales typique d'un joint bout-à-bout.	16
Figure 3.1 Micrographies de la microstructure du a) CA6NM et du b) 410NiMo composées de martensite et de ferrite- δ (austénite non visible). La ferrite- δ se retrouve principalement aux joints des grains austénitiques antérieurs dans le CA6NM et aux endroits d'interpasse de soudage dans le 410NiMo.	26
Figure 3.2 Illustration du procédé de soudage à l'arc avec fil fourré.	28
Figure 3.3 Robot soudeur SCOMPI [®] utilisé pour la déposition du métal d'apport.	28
Figure 3.4 a) Interface ondulée entre le métal d'apport et le métal de base après déposition de cordons de manière rectiligne comparée à b) une la technique d'oscillation qui conduit à une ZAT plus plane.....	30
Figure 3.5 Éprouvettes CT avec a) l'entaille dans la ZAT pour essais de fatigue-propagation standards, et b) perpendiculaire au joint soudé pour essais de fatigue-propagation à ΔK constant.....	31
Figure 3.6 : Illustration du montage expérimental pour les essais de fatigue-propagation dans l'eau.	33

Figure 4.1 a) CT specimen sampling layout from welded plate. b) CT specimen details. Machined blanks were cut from the welded plate then etched to reveal the FL. Machining was then finalized so that the starter notch at surface was in the FM at 7 mm from the FL.....	40
Figure 4.2 Main steps of the contour method for residual stress measurements: a) EDM cut of the CT specimens' ligament, b) Measurement of the relieved cross-sectional displacements using an optical profilometer, c) FEA residual stress ($\sigma_{res,z}$) calculation by with inputted measured displacements.....	42
Figure 4.3 Weld characterization through metallographic observations of microstructure and PAG structure, austenite measurements by XRD and microhardness measurements. Martensitic microstructure and δ -ferrite in the FM, HAZ (near FL) and BM at a) 50 X and b) 200 X, c) PAG structure in the BM (200 X) and d) microhardness and austenite percentage profiles across the weld.	44
Figure 4.4 FCGR against crack length in the FM, HAZ and BM at constant $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	46
Figure 4.5 Typical load-CMOD curve measured in constant ΔK fatigue tests for all crack lengths. Schematized curve of a typical behavior with crack closure shown for comparison.	46
Figure 4.6 Residual stress profiles of as-machined and fatigue cracked CT specimens as measured by the contour method.	48
Figure 4.7 Unetched and etched micrographs of crack path in the FM, HAZ and BM (50X) at a) $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ b) $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. c) High magnification (200 X) micrograph of a crack deflection in the BM ($\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). General crack growth direction is from left to right.	49
Figure 4.8 Comparison between experimental and predicted FCGR from crack deflection model	51
Figure 4.9 SEM micrographs of fracture surfaces in the FM, HAZ and BM at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. General direction of crack growth is from left to right. All pictures taken at a magnification of 250X, a current of 6 nA and a voltage of 15 kV.	54
Figure 5.1 a) Fatigue specimen sampling layout from welded plates. b) Fatigue specimen showing the notch location in the HAZ.	60

Figure 5.2 Vickers microhardness profiles measured across the HAZ, from the FM to the BM in the a) as-welded condition and b) heat treated condition.....	61
Figure 5.3 Fatigue testing results obtained in the as-welded HAZ. a) Growth rates and b) closure level (K_{cl}/K_{max}) against ΔK for $R = 0.1$ and $R = 0.7$	62
Figure 5.4 Fatigue testing results obtained in the heat treated HAZ. a) Growth rates and b) closure level (K_{cl}/K_{max}) against ΔK for $R = 0.1$ and $R = 0.7$	64
Figure 5.5 Growth rates against ΔK at $R = 0.1$ and 0.7 along with the base metal $R = 0.1$ and $R = 0.7$ curves.	65
Figure 5.6 Fatigue crack growth rates against ΔK_{eff} for as-welded and heat treated HAZ tested at $R = 0.1$ and 0.7	67
Figure 5.7 Fatigue crack growth rates against ΔK for as-welded and heat treated HAZ tested at $R = 0.7$ along with the highest growth rates measured in the HAZ taken from [84].....	68
Figure 5.8 Vickers microhardness maps around the crack of a) as-welded and b) heat treated specimens tested at $R = 0.1$ showing the crack receding from hard material and gradually deviating towards soft material.	69
Figure 6.1 Taux de propagation da/dN en fonction de la longueur de la fissure obtenus à ΔK constants à travers le métal d'apport (MA), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB) sur des éprouvettes a) TQS et b) TT.....	74
Figure 6.2 Graphique de l'écart de complaisance pour la mesure de la fermeture.....	74
Figure 6.3 Évolution du niveau de fermeture comparé à l'évolution du taux de propagation pour éprouvettes TT testées à a) $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ et b) $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	75
Figure 6.4 Profils initiaux de contraintes résiduelles mesurés dans des éprouvettes TQS et TT non fissurées.	76
Figure 7.1 Niveaux de fermeture expérimentaux et prédits à partir du modèle de Newman présentés comme le rapport U en fonction du ΔK . Résultats obtenus des essais à ΔK constant.....	78

Figure 7.2 Paramètres utilisés dans les modèles géométriques de Suresh et illustration de la fermeture induite par la rugosité pour une bifurcation de fissure idéalisée (adaptée de [25]).

a) $\chi = 0$ b) $\chi > 0$ 82

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

Sigles

α	Angle de bifurcation de la fissure
α_g	Facteur de restriction plastique globale du modèle de plasticité de Newman
a	Longueur de la fissure
A_i	Coefficients du modèle de plasticité de Newman
β	Paramètre d'ajustement utilisé dans le modèle de plasticité de Newman
b_L	Constante de la loi de Paris modifiée par Lantaigne et al.
b_W	Constante de la loi de Paris modifiée par Walker
B	Épaisseur des éprouvettes <i>compact tension</i>
γ	Paramètre d'ajustement utilisé dans le modèle de plasticité de Newman
C	Constante de la loi de Paris
C_F	Constante de la loi de Paris modifiée par Forman
C_L	Constante de la loi de Paris modifiée par Lantaigne et al.
C_W	Constante de la loi de Paris modifiée par Walker
da/dN	Taux de propagation
$(da/dN)_{eff}$	Taux de propagation efficace pour une fissure avec bifurcations
D	Longueur d'un segment de fissure bifurquée
K	Facteur d'intensité de contrainte
K_I, K_{II}, K_{III}	Facteur d'intensité de contrainte en mode I, II et III
K_{Ic}	Facteur d'intensité de contrainte critique en mode I (ténacité)
K_f, K_{cl}	Facteur d'intensité de contrainte à la fermeture (closure)
K_{min}	Facteur d'intensité de contrainte minimal
K_{max}	Facteur d'intensité de contrainte maximal

K_n	Facteur d'intensité de contrainte normalisé utilisé dans le modèle de plasticité de Newman
ΔK	Variation du facteur d'intensité de contrainte ($K_{max} - K_{min}$)
$\Delta K_{seuil}, \Delta K_{th}$	Seuil de propagation des fissures longues (threshold)
ΔK_{eff}	Variation efficace du facteur d'intensité de contrainte ($K_{max} - K_f$)
m	Constante de la loi de Paris
m_F	Constante de la loi de Paris modifiée par Forman
m_L	Constante de la loi de Paris modifiée par Lantaigne et al.
m_W	Constante de la loi de Paris modifiée par Walker
$r_{y,c}$	Taille de zone plastique cyclique
$r_{y,m}$	Taille de zone plastique monotone
R	Rapport de charge (K_{min} / K_{max})
$\sigma_{f,p}$	Contrainte de fermeture due à la plasticité
$\sigma_{ij}^{I,II,III}$	Champ de contrainte 2D en bout de fissure en mode I, II et III
σ_o	Moyenne entre la limite d'élasticité et la limite ultime
$\sigma_{res,z}$	Contraintes résiduelles perpendiculaires au plan de coupe (méthode du contour)
σ_y	Limite d'élasticité
$\sigma_{\infty,max}$	Contrainte appliquée maximale loin de la fissure
$\sigma_{\infty,min}$	Contrainte appliquée minimale loin de la fissure
$\Delta \sigma_{\infty}$	Variation de la contrainte loin de la fissure
S	Longueur d'un segment de fissure rectiligne
u_I, u_{II}	Déplacements en mode I et II
U	Rapport de la variation du facteur d'intensité de contrainte effectif ($\Delta K_{eff} / \Delta K$)

W	Largeur des éprouvettes <i>compact tension</i>
χ	Rapport du déplacement en mode II sur le déplacement en mode I (u_{II}/u_I)
Y	Paramètre adimensionnel qui dépend de la géométrie pour le calcul de K

Abbreviations

ASM	American Society for Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials
CMOD	Crack mouth opening displacement
CT	Compact Tension
EDM	Electrical discharge machining
FCAW	Flux-cord arc welding
FCGR	Fatigue crack growth rate
FEA	Finite element analysis
FL	Fusion line
MA (FM)	Métal d'apport (Filler metal)
MB (BM)	Métal de base (Base metal)
MEB (SEM)	Microscope électronique à balayage (Scanning electron microscope)
PAG	Prior austenite grain
PZS	Plastic zone size
TQS (AW)	Tel que soudé (As-welded)
TRIP	Transformation-induced plasticity
TT (HT)	Traité thermiquement (Heat treated)
TTPS (PWHT)	Traitement thermique post-soudage (Post-weld heat treatment)
XRD	X-ray diffraction
ZAT (HAZ)	Zone affectée thermiquement (Heat affected zone)

INTRODUCTION

Mise en contexte

Ce projet de maîtrise a été entrepris dans le cadre du Consortium de Recherche en Fabrication et Réparation des Roues d'Eau (CReFaRRE). Ce consortium est le fruit d'une collaboration entre l'École Polytechnique de Montréal, l'École de Technologie Supérieure, Hydro-Québec et son centre de recherche, l'IREQ, le Conseil National de la Recherche du Canada et Alstom Hydro Canada. Le CReFaRRE se penche sur les technologies de l'hydroélectricité, tant à ce qui a trait à la recherche fondamentale sur les matériaux utilisés qu'à l'exploration de nouvelles idées de conception et de fabrication. Ce projet s'inscrit dans l'axe du CReFaRRE dévoué à la fatigue des joints soudés de roues de turbines hydrauliques. Cet axe regroupe plusieurs projets dont les résultats mèneront à une compréhension accrue du comportement en fatigue des joints soudés des roues de turbines hydrauliques et des principaux paramètres influents, tels que la microstructure, les contraintes résiduelles, les traitements thermiques, etc.

Deux types de roues de turbines fréquemment rencontrées dans les centrales hydrauliques et fabriquées par soudage de pièces coulées sont concernés par cette recherche. La première, la roue de type Francis (Figure A.1a), est utilisée pour une vaste gamme de hauteurs de chute et de puissances désirées. C'est la roue de turbine la plus utilisée en hydroélectricité. La roue de type Francis est assemblée en soudant les aubes à la ceinture et à la couronne. La roue de type hélice (Figure A.1b) se distingue de la roue de type Francis de par le fait que les pales sont soudées à un moyeu central.



Figure A.1 Roues de type a) Francis et b) hélice.

Les matériaux de choix pour la fabrication et le soudage de ces deux types de roues sont l'acier inoxydable martensitique CA6NM et le métal d'apport homogène 410NiMo. L'assemblage des composantes se fait généralement à l'aide du soudage à l'arc avec fil fourré. Bien souvent, les aubes sont soudées à leur support à l'aide de joints en T à pénétration partielle. En raison de la grande taille des pièces à souder, il y a un intérêt économique à utiliser ce type de joint afin de minimiser la quantité de soudure requise. Les efforts supportés par les roues proviennent principalement de la force centripète engendrée par la rotation de la roue, ainsi que de la pression exercée par l'eau. Les régimes d'opération transitoires, ainsi que divers phénomènes hydrauliques tels que les fluctuations de pression engendrées par l'interaction rotor-stator, conduisent à une variation de ces efforts dans le temps. Ces charges cycliques peuvent se traduire par la propagation de fissures par fatigue. Ces fissures peuvent se propager des extrémités de la zone non soudée des joints à pénétration partielle ainsi que des défauts inévitables de coulée et de soudage. En raison de leur géométrie en T, les joints soudés des roues sont aussi le siège de concentrations de contraintes, ce qui augmente la probabilité d'initiation et de propagation des fissures de fatigue à ces endroits. Lors du soudage, une zone affectée thermiquement se développe dans le métal de base, à l'interface avec le métal d'apport. Cette zone est le siège de transformations métallurgiques locales induites par l'important apport de chaleur lors du soudage et présente un gradient de propriétés mécaniques et de fatigue. L'intérêt de concentrer la recherche sur les joints soudés provient du fait que leur résistance à la propagation des fissures de fatigue peut considérablement varier entre le métal d'apport, la zone affectée thermiquement et le métal de base. Une panoplie de facteurs peuvent influencer le comportement en fatigue-propagation des soudures, tels que la microstructure, les contraintes résiduelles, les traitements thermiques, etc. Dans cette étude, un intérêt particulier est porté à la zone affectée thermiquement induite dans le CA6NM lors du soudage et dont le comportement en fatigue-propagation requiert davantage d'attention.

Objectif

L'objectif de ce projet est d'étudier le comportement en propagation des fissures de fatigue en milieu aqueux de la zone affectée thermiquement des joints soudés de roues de turbines hydrauliques en acier inoxydable CA6NM. Pour ce faire, un montage expérimental adapté et des éprouvettes d'essais comprenant une soudure sont utilisés de manière à obtenir des résultats représentatifs des conditions d'opération des roues de turbines hydrauliques. Divers paramètres

pouvant potentiellement influencer le comportement en fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement sont analysés, soient les contraintes résiduelles, la microstructure, le traitement thermique post-soudage et le rapport de charge.

Organisation du mémoire

Le Chapitre 1 de ce mémoire présente une revue de littérature du sujet considéré. Les aspects couverts sont les notions de base de la propagation des fissures de fatigue, la métallurgie de la zone affectée thermiquement ainsi qu'une revue des facteurs ayant une influence potentielle sur le comportement en fatigue-propagation de celle-ci.

Le Chapitre 2 définit clairement la rationnelle du projet basée sur la revue de littérature du Chapitre 1. Les objectifs expérimentaux et les voies d'analyse sont détaillés.

Le Chapitre 3 offre une description détaillée des différentes techniques expérimentales ayant été utilisées au cours de l'étude.

Les Chapitre 4 et 5 présentent les articles écrits dans le cadre de ce mémoire. Le premier (Chapitre 4), publié dans le journal *Engineering Fracture Mechanics*, concerne l'effet de la microstructure sur la résistance à la propagation des différentes zones du joint soudé. Le deuxième (Chapitre 5), accepté pour publication dans le journal *International Journal of Fatigue*, présente la caractérisation du comportement en fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement. On y retrouve des détails sur les propriétés en fatigue-propagation et les facteurs influents.

Le Chapitre 6 présente des résultats supplémentaires dont la première partie a fait l'objet d'un article de conférence présenté à la 13th *International Conference on Fracture*, ayant eu lieu du 16 au 21 juin 2013, à Pékin en Chine. Ces résultats portent sur l'effet des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue-propagation du joint soudé. La deuxième partie de ce chapitre présente un résultat de mesure de contraintes résiduelles dans un échantillon traité thermiquement. Ce résultat n'a pas été intégré dans les articles rédigés, mais est toutefois très pertinent pour l'analyse globale.

Le Chapitre 7 offre une discussion générale qui synthétise l'information retrouvée dans les différents chapitres.

Le dernier chapitre résume les conclusions principales et propose des voies de recherches futures.

Chapitre 1 REVUE DE LITTÉRATURE

1.1 Généralités sur la propagation des fissures de fatigue

La propagation des fissures de fatigue s'appuie sur le concept de «tolérance au dommage». Le principe de base de cette démarche est qu'un corps contenant un défaut initial subit un endommagement progressif lorsque soumis à un chargement cyclique, même pour des niveaux de contraintes appliquées bien en deçà des limites statiques, e.g. la limite d'élasticité. Par conséquent, pour une structure donnée et à l'intérieur des moyens de détection disponibles, une application pratique de cette théorie peut permettre de déterminer la taille critique de défauts admissibles pour une vie souhaitée. À l'inverse, la vie restante d'une structure peut aussi être déterminée selon son défaut le plus critique.

1.1.1 Éléments de la mécanique de la rupture élastique linéaire

Près de 40 ans après la publication de Griffith en 1920 [1], où celui-ci présenta une équation pour la contrainte critique d'un corps fragile fissuré, Irwin [2] repris les travaux de Sneddon [3] et Westergaard [4] portant sur la caractérisation du champ de contraintes au voisinage d'une fissure et fit mention pour la première fois du facteur d'intensité de contrainte K . Ce paramètre définit le champ de contraintes en bout de fissure (Figure 1.1) et est la métrique sur laquelle la mécanique de la rupture élastique linéaire moderne est basée. Le facteur d'intensité de contrainte K est fonction de la géométrie, de la longueur de la fissure a , ainsi que du chargement en champ éloigné par rapport à la fissure σ_∞ . Sa formulation générale est présentée par :

$$K = Y\sigma_\infty\sqrt{\pi a} \quad (1.1)$$

où Y est un paramètre adimensionnel qui dépend de la géométrie du corps et de la fissure. Il existe des solutions du facteur d'intensité de contrainte pour une panoplie de géométries simples. De plus, pour des géométries plus complexes, diverses techniques numériques peuvent être utilisées pour calculer le facteur d'intensité de contrainte.

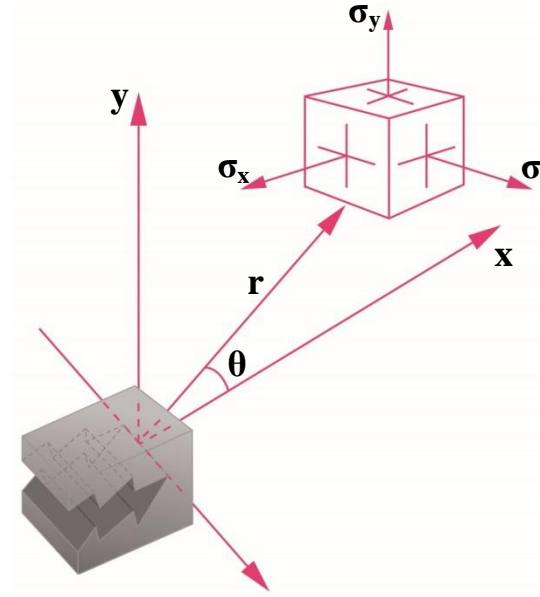


Figure 1.1 Champ de contraintes près de la pointe d'une fissure.

L'équation générale du champ de contraintes en 2D au voisinage de la fissure, définie par le facteur d'intensité de contrainte K , est donnée par [5] :

$$\sigma_{ij}^{I,II,III}(r, \theta) = \frac{K^{I,II,III}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (1.2)$$

où $K^{I,II,III}$ est le facteur d'intensité de contrainte en mode I, II, ou III et où $\sigma_{ij}^{I,II,III}$ est le champ de contraintes associé. Les modes I, II et III désignent les trois modes d'ouverture élémentaires et sont présentés à la Figure 1.2. Le mode I est celui qui contribue le plus à la propagation des fissures de fatigue, car celles-ci ont tendance à se propager suivant la direction perpendiculaire à la contrainte tangentielle maximale en son bout [6].

Les développements mathématiques ayant menés à l'équation 1.2 ne sont valides que pour un matériau isotrope ayant un comportement élastique linéaire. Ceci implique donc que l'application du facteur d'intensité de contrainte pour le calcul du champ de contraintes en bout de fissure n'est valable que pour le domaine élastique du matériau. Toutefois, pour les matériaux ductiles, il existe toujours une zone de déformation plastique entourant le bout de la fissure. En effet, étant donné que les contraintes en bout de fissure ne peuvent tendre vers l'infini comme le suggère la singularité présente dans l'équation 1.2 ($1/\sqrt{r}$), cette zone est le siège de contraintes supérieures

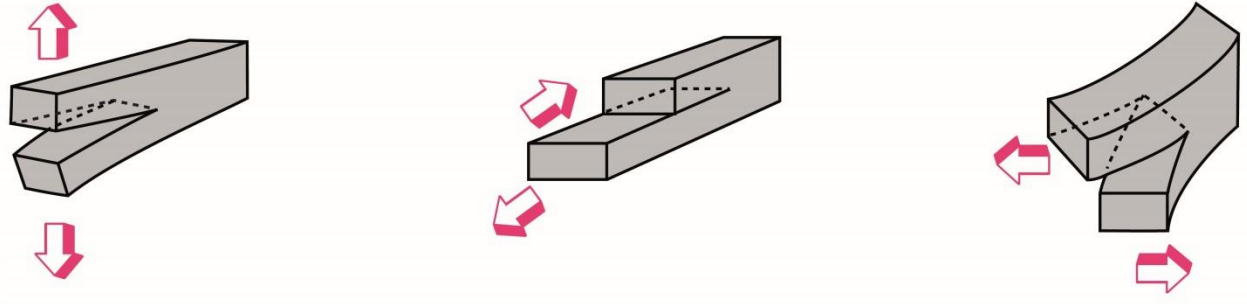


Figure 1.2 Les trois modes d'ouverture élémentaires. (a) Mode de traction (Mode I).

(b) Mode de cisaillement dans le plan (Mode II). (c) Mode de cisaillement hors-plan (Mode III).

à la limite d'élasticité du matériau et d'un écoulement plastique local restreint par le matériau élastique environnant. Malgré cela, il est généralement accepté que la mécanique de la rupture élastique linéaire est valide si cette zone de déformation plastique est confinée par rapport à la zone d'applicabilité du facteur d'intensité de contrainte (condition connue sous le nom de *small scale yielding*). Lorsque cette condition n'est pas respectée, e.g. pour des matériaux très ductiles, une analyse de mécanique de la rupture élasto-plastique est requise. Dans ce cas, les paramètres généralement utilisés pour caractériser la ténacité et la propagation des fissures de fatigue sont l'ouverture de la pointe de la fissure (*crack tip opening displacement*, CTOD) et l'intégrale-J. La description détaillée de ces paramètres dépasse le cadre de cette étude.

1.1.2 Régimes de propagation des fissures longues

Paris et al. mirent en évidence la corrélation entre le taux de propagation d'une fissure de fatigue da/dN et le facteur d'intensité de contrainte maximal K_{max} pour un chargement cyclique avec une charge minimale nulle [7]. Cette découverte mena à la formulation générale de la loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (1.3)$$

où ΔK est la différence entre les facteurs d'intensité de contrainte maximal K_{max} et minimal K_{min} appliqués lors d'un cycle de chargement, et où C et m sont des constantes de matériaux déterminées expérimentalement. Le facteur ΔK peut être défini à partir de l'équation 1.1 en introduisant la variation de la contrainte en champ éloignée $\Delta \sigma_\infty = \sigma_{\infty, max} - \sigma_{\infty, min}$:

$$\Delta K = Y \Delta \sigma_\infty \sqrt{\pi a} \quad (1.4)$$

La Figure 1.3 montre une courbe typique du taux de propagation da/dN en fonction du ΔK en échelle logarithmique. On y distingue trois régimes de propagation. Le premier, le régime du seuil (régime I), est caractérisé par le seuil de propagation ΔK_{seuil} en dessous duquel les fissures longues ne se propagent pas. Un grand nombre d'études se sont penchées sur le comportement en fatigue-propagation dans le régime du seuil dont plusieurs revues de littérature [8-10], et un livre entièrement dédié à ce sujet [11]. Plusieurs facteurs peuvent influencer le comportement en fatigue-propagation près du seuil tels que la microstructure, le rapport de charge $R = K_{min}/K_{max}$ et les propriétés mécaniques, e.g. la limite d'élasticité. Le deuxième, le régime de Paris (régime II), concerne la propagation stable des fissures longues et est souvent modélisé par la relation de Paris (éq. 1.3). Le taux de propagation dans cette région peut être influencé notamment par le rapport de charge, les effets de fermeture et la fréquence de chargement [12]. Le troisième, le régime de propagation accélérée (régime III), est marqué par une accélération du taux de propagation jusqu'à la rupture brutale du matériau, où K_{max} atteint la ténacité K_{Ic} du matériau.

Plusieurs auteurs ont proposé des équations alternatives permettant de modéliser les différents régimes de la courbe de propagation. Parmi les plus reconnus, on note le modèle de Walker qui permet de tenir compte du rapport de charge R au prix d'une constante supplémentaire (b_w) [13] :

$$\frac{da}{dN} = C_w \left(\frac{\Delta K}{(1-R)^{1-b_w}} \right)^{m_w} \quad (1.5)$$

On note aussi le modèle proposé par Lantaigne et al. qui permet la modélisation des régimes I et II de la courbe de propagation au prix d'une constante supplémentaire (b_L) [14] :

$$\frac{da}{dN} = C_L (\Delta K)^{n_L} \left[1 - e^{-b_L (\Delta K / \Delta K_{seuil} - 1)} \right]. \quad (1.6)$$

Enfin, on note le modèle de Forman qui permet de tenir compte du rapport de charge R en plus de modéliser le régime III de la courbe de propagation [15] :

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_F (\Delta K)^{m_F}}{(1-R)K_{Ic} - \Delta K}. \quad (1.7)$$

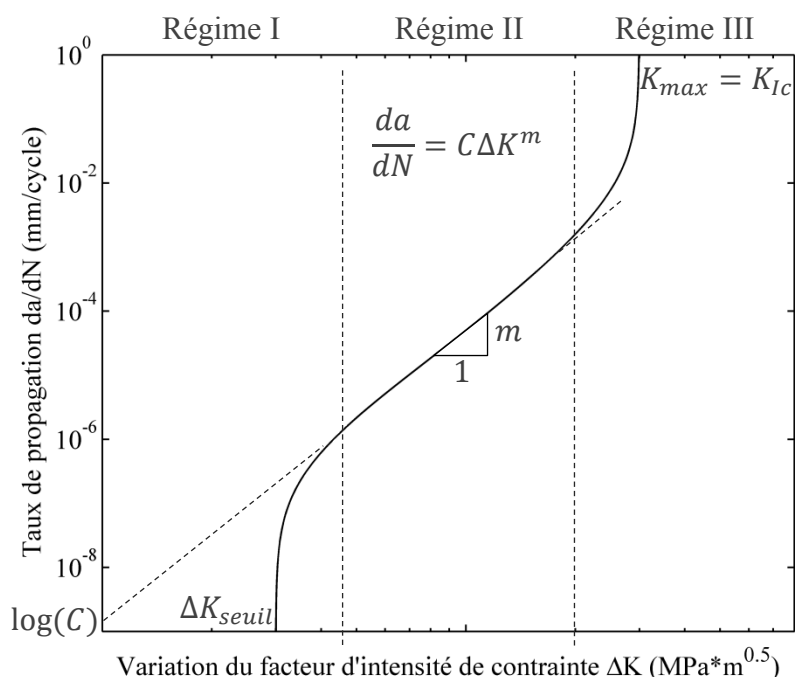


Figure 1.3 Courbe de propagation en fatigue typique d'une fissure longue à rapport de charge constant.

Adaptée de [12].

1.1.3 Mécanismes d'écrantage de la fissure

La propagation des fissures de fatigue est le résultat de mécanismes d'endommagement intrinsèques se produisant en amont de la fissure. Un des mécanismes les plus communément acceptés pour caractériser l'endommagement en bout de fissure sous charges cycliques est l'émoussement-affûtage plastique [16]. Lors de l'application de la charge au début d'un cycle, le bout de la fissure est émoussé suite au cisaillement localisé selon des plans de glissement préférentiellement orientés. Lors du retrait de la charge, le bout de la fissure est affûté suite à l'inversion de la direction de glissement. Ce processus se répète pour chaque cycle de chargement-déchargement et résulte souvent en des surfaces de ruptures présentant des stries, où chaque strie représente un cycle d'avancement de la fissure. Cet endommagement intrinsèque est en compétition mutuelle avec différents mécanismes pouvant agir sur la fissure en l'écrantant d'une partie de la charge appliquée [12]. Ces mécanismes, qui sont favorables à la résistance à la propagation des fissures, peuvent être divisés en deux types, soient la fermeture et la trajectoire de la fissure.

1.1.3.1 Mécanismes de fermeture

La fermeture implique la mise en contact des surfaces de rupture d'une fissure de fatigue, même sous une charge en tension. L'effet de la fermeture peut être quantifié en déterminant le facteur d'intensité de contrainte au moment où la fissure commence à se fermer K_f duquel est déduit la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_f$. Elber proposa une modification de la relation de Paris où le ΔK nominal est remplacé par ΔK_{eff} [17]. Celui-ci démontra que des courbes de propagation pour un alliage d'aluminium obtenues à différents rapports de charge se rejoignaient en une seule courbe maîtresse lorsque tracées en fonction de ΔK_{eff} . Ceci permit de relier l'effet du rapport de charge aux effets de fermeture, ce qui fut démontré par de nombreux résultats expérimentaux subséquents et pour plusieurs matériaux [18-20]. Durant les dernières décennies, plusieurs mécanismes de fermeture ont été proposés et les plus cités sont décrits ci-dessous.

1.1.3.1.1 Fermeture induite par la plasticité

Le premier effet de fermeture à avoir été identifié est la fermeture induite par la plasticité. Ce phénomène a été découvert par Elber pour des feuilles d'aluminium [17, 21]. Le principe de ce phénomène est qu'une fissure de fatigue laisse dans son sillage une zone plastique émanant de sa pointe (Figure 1.4). Précédemment contrainte en bout de fissure par le matériau élastique environnant, cette zone de déformation plastique est libérée lors du passage de la fissure. Ceci résulte en une déformation résiduelle des surfaces nouvellement créées qui peuvent entrer en contact. Par ailleurs, tel qu'expliqué dans les sections suivantes, les autres phénomènes de fermeture les plus courants sont prédominants dans la région du seuil, où l'ouverture de la pointe de la fissure est faible. Pour ce qui est de la fermeture induite par la plasticité, les plus grandes ouvertures à la pointe de la fissure engendrées par des niveaux de facteur d'intensité de contrainte plus élevés sont pondérées par des déformations résiduelles plus importantes, ce qui fait en sorte que ce mécanisme de fermeture peut être aussi dominant au seuil que dans le régime de Paris. Il est toutefois important de mentionner que ce phénomène est significatif surtout sous un état plan de contrainte, état associé à des zones plastiques en bout de fissure de taille importante. En état plan de déformation la zone plastique en bout de fissure est de plus petite dimension, ce qui limite la contribution de la fermeture induite par la plasticité. Enfin, il est pertinent de noter que

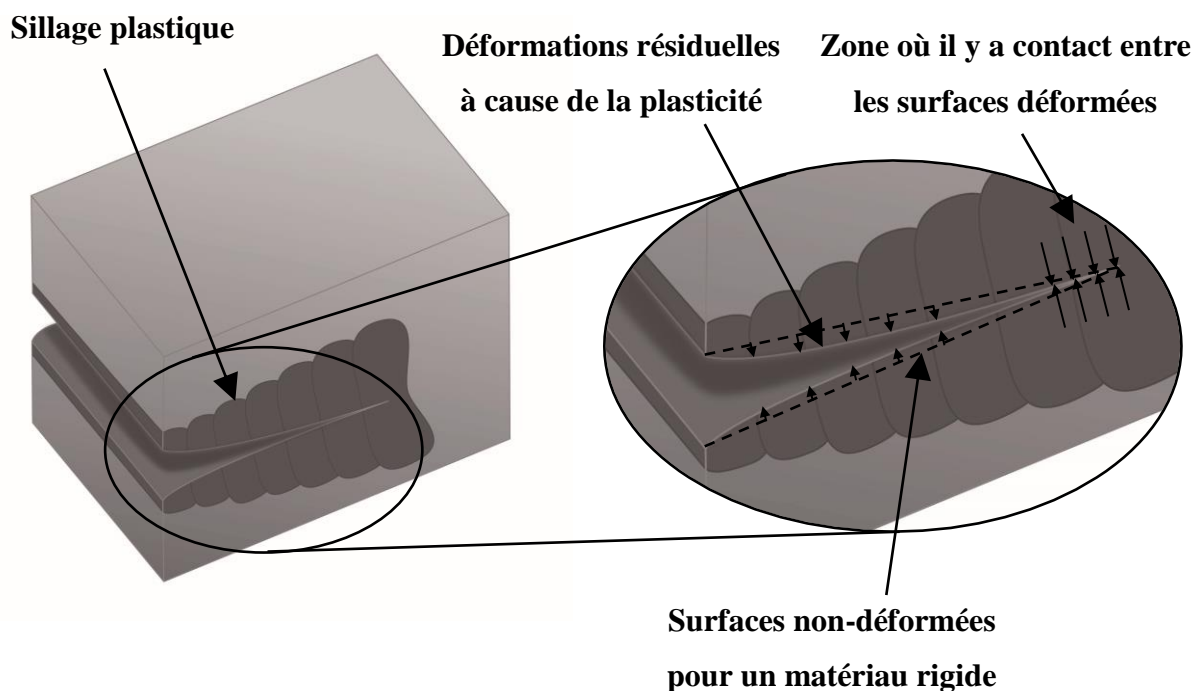


Figure 1.4 Schéma de la fermeture induite par la plasticité.

puisque la fermeture induite par la plasticité est régie par le niveau de plasticité en bout de fissure, sa contribution au comportement en fatigue-propagation dépend de la limite d'élasticité et diffère donc d'un matériau à l'autre.

1.1.3.1.2 Fermeture induite par la rugosité

La fermeture induite par la rugosité permet de rationaliser certains effets de la microstructure sur la propagation des fissures de fatigue, particulièrement au seuil [22, 23]. Lorsque les caractéristiques microstructurales, e.g. la taille des grains, sont d'une taille de l'ordre de la zone plastique en bout de fissure, son extension selon des plans de glissements simples préférentiellement orientés résulte en une trajectoire tortueuse [24, 25]. Les surfaces de rupture ainsi créées présentent des aspérités qui entrent en contact, ce qui ferme la fissure prématurément (Figure 1.5). La fermeture induite par la rugosité est prédominante à faibles valeurs de ΔK , où la taille des aspérités engendrées par les bifurcations de la fissure est comparable à l'ouverture de la pointe de la fissure.

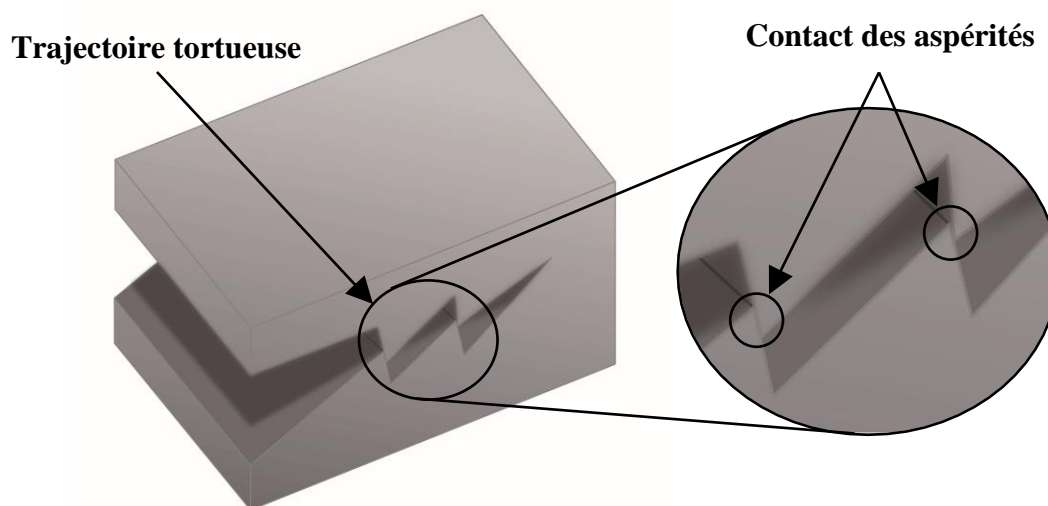


Figure 1.5 Schéma de la fermeture induite par la rugosité.

1.1.3.1.3 Fermeture induite par les oxydes

La fermeture induite par les oxydes permet une explication partielle de l'effet de l'environnement sur la propagation des fissures de fatigue, particulièrement dans la région du seuil et pour de faibles rapports de charge [22]. Le principe de ce phénomène est qu'en bout de fissure, les autres mécanismes de fermeture, tels que la fermeture induite par la plasticité et la rugosité, sont responsables d'un frottement répété des surfaces de rupture de la fissure. Lorsque le bout de fissure est soumis à un environnement corrosif et que le matériau est sujet à la corrosion, ce frottement résulte en une accumulation et une compaction de débris d'oxydation agissant comme aspérités dures (Figure 1.6). Les surfaces de la fissure peuvent donc entrer en contact sur ces débris, résultant en la fermeture apparente de la fissure [26]. De la même façon que la fermeture induite par la rugosité, le mécanisme de fermeture induite par les oxyde est prédominant dans la région du seuil, où la couche et les débris d'oxydes formés sont d'une taille comparable à l'ouverture de la pointe de la fissure. De plus, la fréquence du chargement cyclique peut avoir un effet sur la cinétique de corrosion en bout de fissure, ce qui peut influencer la contribution de la fermeture par les oxydes.

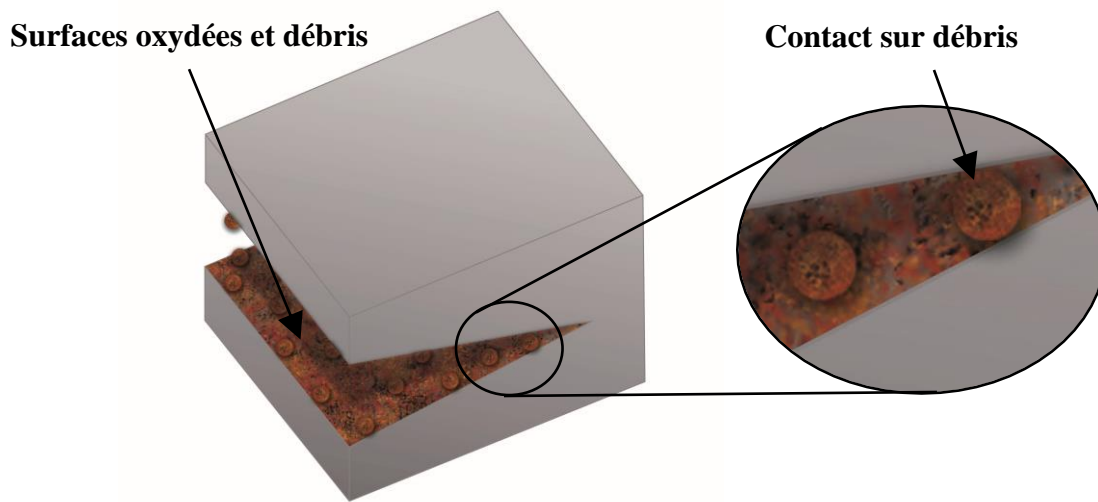


Figure 1.6 Schéma de la fermeture induite par les oxydes.

1.1.3.2 Effet de la trajectoire de la fissure

À l'échelle microscopique, une fissure de fatigue est rarement rectiligne et présente souvent une trajectoire tortueuse marquée de bifurcations. Ces bifurcations, en plus de contribuer à la fermeture induite par la rugosité, font en sorte qu'une fissure se propageant nominalemt suivant le mode I de propagation (Figure 1.2), se propage en fait en mode mixtes I et II à une échelle plus fine. Cette propagation en modes mixtes est très localisée et sujette aux constants changements de direction dus aux bifurcations. Une propagation en modes mixtes résulte en une variation équivalente du facteur d'intensité de contrainte plus faible qu'une fissure rectiligne soumise à la même charge [27]. Une autre façon simple de rationaliser l'effet favorable de l'avancement par modes mixtes est de considérer qu'une fissure bifurquée aura parcourue une plus grande distance qu'une fissure rectiligne pour une même longueur de fissure nominale. Ces

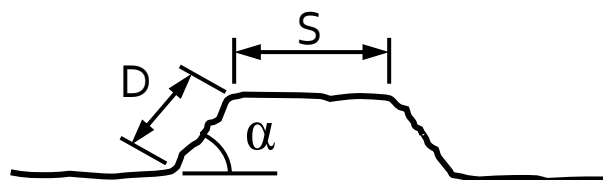


Figure 1.7 Schématisation d'une bifurcation de fissure idéalisée proposée par Suresh (adaptée de [25, 27]).

arguments ont été exploités par Suresh qui a proposé un modèle permettant de quantifier l'effet des bifurcations sur le comportement en fatigue-propagation [27]. Celui-ci proposa une analyse géométrique simple permettant de déduire le taux de propagation effectif d'une fissure bifurquée $(da/dN)_{eff}$ à partir du taux de propagation d'une fissure rectiligne da/dN selon la relation suivante :

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{eff} = \frac{D \cos \alpha + S}{D + S} \left(\frac{da}{dN}\right) \quad (1.8)$$

où D est la longueur d'un segment bifurqué à un angle α , et S est la longueur d'un segment rectiligne (Figure 1.7).

1.2 La zone affectée thermiquement induite par le soudage

1.2.1 Aspects microstructuraux

La zone affectée thermiquement (ZAT) est le lieu où, lors du soudage, des transformations à l'état solide se produisent dans le métal de base près de la ligne de fusion. Ces transformations sont causées par l'important apport de chaleur et du refroidissement subséquent lors d'une passe de soudage, ce qui peut être assimilé à un traitement thermique local. Spécifiquement pour les aciers inoxydables martensitiques alliés au nickel et au chrome, tel que le CA6NM, la zone affectée thermiquement peut être divisée en sous-zones, selon les températures maximales atteintes dans celles-ci. En utilisant le diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni montré à la Figure 1.8, quatre régions microstructurales distinctes ayant subi des transformations à l'état solide peuvent être identifiées dans la zone affectée thermiquement d'une passe simple [28] (à noter que la zone ZAT1 n'est pas considérée, car il s'agit d'une zone biphasée solide-liquide) :

ZAT2 : La région où la transformation en ferrite- δ est complète. Un grossissement des grains peut être observé dans cette zone.

ZAT3 : La région biphasée δ - γ où une partie de l'austénite γ se transforme en ferrite- δ .

ZAT4 : La région où la transformation en austénite est complète.

ZAT5 : La région biphasée α - γ où une partie de la martensite se transforme en austénite.

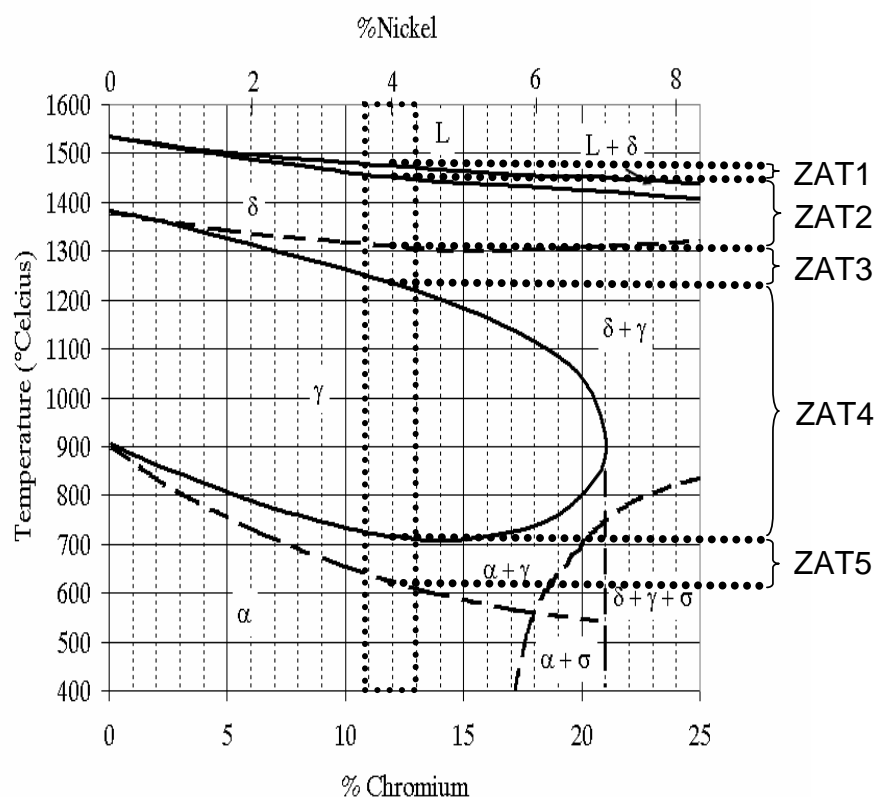


Figure 1.8 Sous-régions de la ZAT (reproduite et adaptée de [29] avec permission de l'auteur).

Thibault et al. ont suggéré une sous-division supplémentaire des régions ZAT4 et ZAT5 [29] :

ZAT4a : Région avec recristallisation et dissolution des carbures.

ZAT4b : Région avec recristallisation partielle et dissolution des carbures.

ZAT4c : Région sans dissolution des carbures.

ZAT5a : Région dans laquelle l'austénite formée est retransformée en martensite fraîche.

ZAT5b : Région dans laquelle l'austénite formée reste stable après le refroidissement.

On voit bien que la zone affectée thermiquement se développant dans le CA6NM possède une microstructure complexe à plusieurs phases. L'observation métallographique sous microscopie optique a permis l'observation de la phase martensitique et de la ferrite- δ dans différents alliages de CA6NM [14], ainsi que dans la ZAT d'un joint soudé en CA6NM [29]. Les réactifs chimiques généralement utilisés attaquent la martensite tout en étant inerte à la ferrite- δ qui apparaît blanche sous le microscope optique. La phase austénitique, quant à elle, se présente typiquement dans le

CA6NM sous forme de lamelles d'épaisseur pouvant être inférieure à 1 μm [30]. Ceci rend son observation au microscope optique difficile. Toutefois, la diffraction aux rayons-X a été démontrée comme étant une technique efficace pour la quantification de la proportion d'austénite dans le CA6NM [30].

Enfin, il est important de mentionner que l'établissement des sous zones dans la ZAT lors du soudage selon la Figure 1.8 n'est valable que pour une passe simple de soudage. Dans le cas de joints à passes multiples, comme dans cette étude, les transformations engendrées par les passes subséquentes peuvent chevaucher les sous-zones créées par les passes précédentes, ce qui rend difficile la distinction claire entre les sous-zones de la zone affectée thermiquement.

1.2.2 Contraintes résiduelles induites par le soudage

Les contraintes résiduelles induites par le soudage sont généralement créées par la contraction du métal d'apport lors de la solidification et du refroidissement qui est restreinte par le matériau froid environnant. Dans le cas des aciers possédant une faible température de transformation de phase, la transformation de l'austénite en martensite lors du refroidissement, qui s'accompagne par une expansion volumique, contribue en plus à l'établissement des contraintes résiduelles [14]. Le champ de contraintes internes ainsi créé est auto-équilibré et présente des zones de tension et de compression. La Figure 1.9 montre le profil de contraintes résiduelles longitudinales le plus classique pour un joint bout-à-bout à une seule passe. On voit bien que la zone soudée est en tension, que la zone affectée thermiquement est le siège de gradients importants de contraintes résiduelles, et que des zones en compression de part et d'autre de la zone soudée sont présentes pour équilibrer la zone en tension.

Pour les matériaux pertinents à cette étude, plusieurs travaux antérieurs se sont penchés sur la mesure des contraintes résiduelles de joints soudés en CA6NM avec métal d'apport 410NiMo [29, 31, 32]. Dans ces études, des valeurs et profils différents de contraintes résiduelles ont été trouvés, ce qui peut être attribué en partie à la géométrie différente des joints soudés étudiés. Diverses techniques ont été employées pour réaliser les mesures, telles que la méthode du trou [33, 34], de la diffraction des rayons-X [35, 36], du contour [37] et de la diffraction des neutrons [38]. Ces méthodes permettent l'obtention soit des contraintes résiduelles locales en surface (trou et diffraction des rayons-X), des contraintes perpendiculaires à un plan (contour) ou le champ de contraintes complet dans un volume (diffraction des neutrons). La méthode du contour

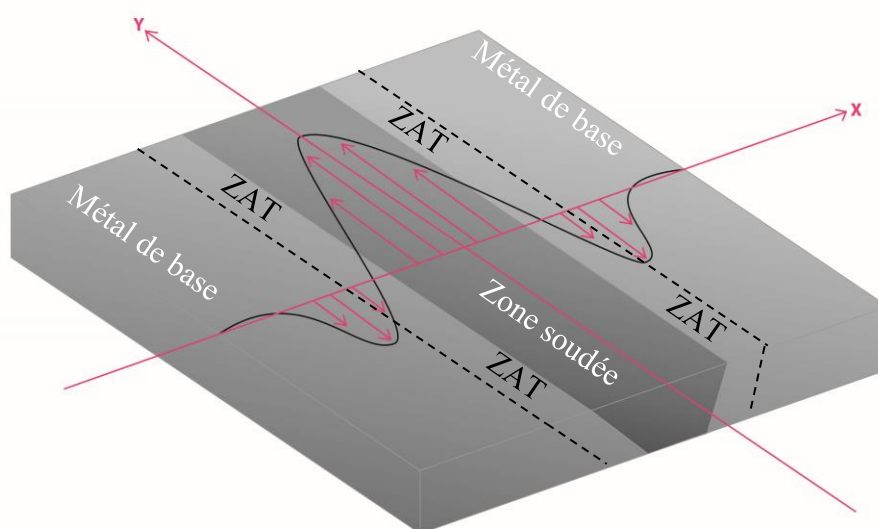


Figure 1.9 Champ de contraintes résiduelles longitudinales typique d'un joint bout-à-bout.

semble s'imposer comme celle qui offre le meilleur compromis entre sa facilité d'application et la quantité d'information qu'elle produit. Ces études ont aussi démontré que le traitement thermique post-soudage normalement réalisé sur les roues de turbines mène à une réduction significative du niveau de contraintes résiduelles.

1.3 Propagation des fissures de fatigue dans la zone affectée thermiquement

1.3.1 Aspects expérimentaux

Il n'existe aucune norme guidant spécifiquement la réalisation d'essais de fatigue-propagation dans la zone affectée thermiquement induite par le soudage. Malgré cela, un très grand nombre d'études traitant du comportement des fissures de fatigue dans la zone affectée thermiquement ont été réalisées [39-48]. Ce manque de standard a conduit à une grande diversité dans les méthodes expérimentales choisies par les chercheurs. Il existe cependant des normes mondialement reconnues dictant la réalisation d'essais de propagation des fissures de fatigue en général. Sans doute la plus utilisée est la norme E647 de l'ASTM (American Society for Testing and Materials) [49]. On y retrouve énormément d'informations

concernant différents types d'éprouvettes suggérées, les techniques de mesure de la longueur des fissures, les conditions de validité des essais et des lignes directrices concernant les essais particuliers, e.g. en milieu aqueux. Cette norme est largement citée dans la littérature traitant de la propagation des fissures de fatigue et est globalement reconnue en industrie comme document validant l'utilisation des données de fatigue-propagation obtenues expérimentalement.

On distingue deux grandes méthodes dans la littérature pour produire la zone affectée thermiquement, soit de souder un joint ou de simuler la zone affectée thermiquement en faisant subir à un échantillon les cycles thermiques qui seraient subis lors du soudage. Dans le premier cas, on retrouve une multitude de types de joints desquels sont extraites les éprouvettes utilisées pour les essais. Généralement, les éprouvettes sont fabriquées de manière à ce que la fissure se propage dans la zone affectée thermiquement afin d'en déterminer les propriétés [41, 50-52]. On retrouve aussi des essais réalisés sur des éprouvettes où la fissure traverse perpendiculairement la zone affectée thermiquement afin de mettre en évidence une variation du comportement en fatigue-propagation entre les différentes zones de la soudure [19, 43, 53]. Dans le cas d'une zone affectée thermiquement simulée, le système Gleeble[®] est probablement l'appareil le plus utilisé pour de telles simulations [54]. L'utilisation de cet appareil permet d'imposer des cycles thermiques très sévères et très rapides afin d'obtenir une microstructure homogène représentative d'une certaine portion souhaitée de la zone affectée thermiquement [55].

1.3.2 Effet de la microstructure

1.3.2.1 Effet de la taille des grains

Parmi les traits microstructuraux les plus cités pouvant influencer le comportement en fatigue-propagation des métaux, on retrouve la taille des grains. Dans le cas spécifique des aciers martensitiques, des paquets de martensite se forment à l'intérieur des grains austénitiques antérieurs et peuvent agir comme grains effectifs [56, 57].

Lorsque la taille de la zone plastique en bout de fissure est comparable ou inférieure à la taille des grains, la trajectoire de la fissure est largement influencée par l'orientation cristalline. Une microstructure à gros grains peut donc engendrer des bifurcations importantes de la fissure par rapport à l'axe de chargement. Ceci résulte en une trajectoire de la fissure qui est tortueuse et qui promeut l'avancement par modes mixtes locaux et la fermeture induite par la rugosité [25]. En ce

qui concerne la zone affectée thermiquement, plusieurs auteurs ont observé que sa structure granulaire différente, en taille et parfois aussi en orientation, pouvait conduire à des bifurcations plus ou moins importantes par rapport au métal de base et/ou au métal d'apport de joints soudés en acier et acier inoxydable [43, 53, 58, 59]. Dans tous les cas, la tortuosité différente de la trajectoire résultante de la fissure dans la zone affectée thermiquement a conduit à un changement de la résistance à la propagation suivant les arguments précédents.

Il est intéressant de noter que la notion qu'une structure granulaire grossière soit bénéfique pour le comportement en fatigue-propagation est paradoxale si on considère qu'une structure granulaire fine est généralement souhaitée pour obtenir une limite d'élasticité et une limite d'endurance élevées [8]. Ces conclusions conflictuelles amènent un vrai défi aux ingénieurs responsables de la sélection des matériaux, où un compromis doit être établi en fonction des critères de conception choisis.

1.3.2.2 Effet des phases en présence

Pour les aciers inoxydables martensitiques, on dénote principalement trois phases pouvant avoir une influence sur le comportement en fatigue-propagation, soit la martensite, la ferrite- δ formée à très haute température lors des procédés de coulée et de soudage ainsi que l'austénite principalement formée lors des traitements de revenus après trempe et après soudage.

La contribution de la phase martensitique au comportement en fatigue-propagation des aciers a été rationalisée de diverses manières. Des études ont montré que la trajectoire des fissures de fatigue pouvait être influencée par l'orientation des lattes de martensite [30, 54]. Ces lattes se regroupent en blocs, puis en paquets confinés à l'intérieur des grains austénitiques antérieurs [56, 57]. Typiquement, la taille des paquets est proportionnelle à la taille des grains austénitiques [57]. Les paquets de martensite peuvent donc agir comme grains effectifs et influencer la trajectoire de la fissure au même titre que l'effet de la taille des grains présenté dans la section précédente. Dans la zone affectée thermiquement de joints soudés, il peut y avoir un changement de la taille des grains, et donc aussi des paquets de martensite. La résistance à la propagation des fissures de fatigue dans la zone affectée thermiquement des aciers martensitiques peut donc être affectée par ces changements au même titre que l'effet de la taille des grains. Par ailleurs, l'influence de la martensite a aussi été largement étudiée dans les aciers biphasés ferrite-martensite. Dans ces aciers, les fissures ont tendance à se propager dans la phase

ferritique. La phase martensitique a donc une influence indirecte sur le comportement en fatigue-propagation. Ainsi, lorsqu'une fissure se propageant à l'intérieur d'un grain de ferrite approche un îlot de martensite, la zone plastique en bout de fissure est contrainte par la martensite dure, ce qui peut engendrer des bifurcations à l'interface ferrite-martensite [60-63]. Ces bifurcations sont souvent bénéfiques à la résistance à la propagation des fissures si elles contribuent à la fermeture induite par la rugosité et à l'avancement par modes mixtes locaux. L'effet de la martensite dans les aciers ferrite-martensite peut aussi être rationalisé selon le concept que des îlots de martensite présents dans la zone plastique en bout de fissure peuvent supporter une grande partie de la charge, ce qui a pour effet de réduire la force effective en bout de fissure [64]. Ces différents effets peuvent toutefois être altérés si la phase martensitique est présente en trop grande proportion par rapport à la phase ferritique et que la fissure se propage dans la martensite. Ceci peut conduire à des vitesses de propagation plus élevées, de par la plus faible résistance à la propagation des fissures de fatigue que la phase ferritique [65, 66]. Nous savons que la zone affectée thermiquement des aciers inoxydables martensitiques présente des sous-zones où de la ferrite- δ et de la martensite fraîche peuvent se former. On peut donc envisager que ces différents effets de la martensite en interaction avec la ferrite peuvent se produire à différents degrés par rapport au métal de base, ce qui pourrait conduire à une résistance à la propagation des fissures de fatigue différente dans la zone affectée thermiquement.

L'effet de la ferrite sur le comportement fatigue-propagation a largement été étudié, notamment dans les aciers biphasés ferrite-martensite. Son influence est analogue à l'influence de la martensite en ce sens que, de par sa grande ductilité qui engendre des zones plastiques de grandes dimensions, les fissures de fatigue ont tendance à s'y propager [66]. Cette prédisposition à attirer la fissure est donc un ingrédient important pour engendrer les trajectoires de fissures tortueuses souvent observées dans ces matériaux et qui sont bénéfiques à la résistance à la propagation. Il a été montré précédemment que dans la zone affectée thermiquement d'aciers inoxydables martensitiques, davantage de ferrite- δ pouvait se former ou croître à partir de languettes ou d'îlots existants près de la ligne de fusion [29, 67]. L'effet de la ferrite sur le comportement en fatigue-propagation peut donc être accentué dans cette zone.

L'effet de l'austénite sur la résistance à la propagation des fissures de fatigue a largement été étudié, surtout pour les aciers inoxydables austénitiques. Dans ces matériaux, l'austénite, qui est la phase primaire, peut se transformer en martensite suite à un apport suffisant en énergie de

déformation. La maille cristalline de la martensite étant plus volumineuse que celle de l'austénite, cette transformation se traduit par une expansion volumique contrainte par le matériau non transformé environnant, ce qui engendre l'établissement de contraintes résiduelles locales. Lorsque ce phénomène se produit dans la zone plastique d'une fissure, ces contraintes résiduelles peuvent contribuer à la fermeture de la fissure ce qui accentue la résistance à la propagation [68-70]. Cet effet, communément appelée « plasticité induite par la transformation » (*transformation-induced plasticity*, TRIP effect), peut aussi avoir lieu dans les aciers martensitiques alliés avec des éléments gammagènes, où une quantité importante d'austénite peut être stabilisée à température ambiante [71, 72]. Il a été montré précédemment que davantage d'austénite pouvait être formé et demeurer stable à température ambiante dans la zone affectée thermiquement d'aciers inoxydables martensitiques [29]. Il est donc possible que la contribution de l'effet TRIP, admettant qu'elle soit significative, puisse être différente dans la zone affectée thermiquement, ce qui pourrait engendrer des différences quant à la résistance à la propagation par rapport au métal de base. Thibault et al. ont prouvé que l'austénite résiduelle présente dans le CA6NM se transforme lors du passage d'une fissure de fatigue [30]. L'effet de cette transformation sur la résistance à la propagation du CA6NM et de la zone affectée thermiquement reste toutefois à être démontré.

1.3.3 Effet des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont un des facteurs ayant le plus d'influence sur le comportement en fatigue-propagation des métaux. Divers procédés, tels que le grenaillage et l'autofrettage, ont été développés dans le but d'induire volontairement des contraintes résiduelles bénéfiques en compression en surface de pièces critiques. Dans le cas des joints soudés, les champs de contraintes résiduelles induits peuvent toutefois être complexes et difficiles à contrôler. Ceci fait en sorte qu'une fissure de fatigue peut se propager aussi bien sous l'effet de contraintes résiduelles en compression ou en tension. Par conséquent, les pièces soudées sont souvent traitées thermiquement dans le but de réduire le niveau des contraintes résiduelles. Concernant la zone affectée thermiquement, les fissures de fatigue s'y propageant sont pratiquement toujours sujettes aux contraintes résiduelles, où de forts gradients s'y établissent lors du soudage.

De nombreuses études ont démontrées une diminution du taux de propagation pour une fissure soumise à des contraintes résiduelles en compression pour plusieurs matériaux

[19, 46, 47, 73, 74]. En effet, les contraintes résiduelles en compression se superposent aux contraintes appliquées et réduisent le facteur d'intensité de contrainte moyen. Ceci a pour effet de diminuer la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte ΔK_{eff} et donc d'accentuer les effets de fermetures qui sont bénéfiques à la résistance à la propagation.

Selon le même principe de superposition, les contraintes résiduelles en tension conduisent à un rapport de charge R effectif plus élevé. Ceci peut faire en sorte de réduire, ou même d'éliminer complètement la contribution des effets de fermeture, pouvant ainsi engendrer des taux de propagation plus élevés tel que démontré par plusieurs études expérimentales [39, 75, 76].

1.3.4 Effet du traitement thermique post-soudage

Plusieurs résultats expérimentaux ont mis en évidence la modification de la résistance à la propagation de la zone affectée thermiquement entre un joint tel que soudé et un joint traité thermiquement. Dans bien des cas, la résistance à la propagation des joints tel que soudé est inférieure à celle du joint revenu, ce qui est attribué à la présence de contraintes résiduelles en tension néfastes qui sont réduites lors du traitement thermique post-soudage [39, 45, 77, 78]. Dans d'autres cas, l'inverse se produit et le joint tel que soudé présente de meilleures propriétés en fatigue-propagation, expliqué par la présence de contraintes résiduelles en compression qui accentuent la fermeture de la fissure [79, 80]. Ces contraintes résiduelles bénéfiques sont toutefois partiellement éliminées lors du traitement de revenu post-soudage, ce qui résulte en un niveau de fermeture moindre et des taux de propagation plus élevés. Tous ces résultats suggèrent que l'effet du traitement thermique post-soudage sur la résistance à la propagation dépend de la nature des contraintes résiduelles initialement présentes dans le joint soudé. Le traitement thermique post-soudage des joints soudés en CA6NM et 410NiMo est néanmoins nécessaire pour adoucir les microstructures fragiles qui s'y développent et qui peuvent détériorer la ténacité [81].

Par ailleurs, dans le cas des aciers inoxydables martensitiques, il a été démontré que le traitement thermique post-soudage peut conduire à la réversion de martensite en austénite stable à température ambiante [82]. Cette addition d'austénite dans la microstructure peut donc accentuer l'effet, si effet il y a, de cette phase sur le comportement en fatigue-propagation. La formation d'austénite dans la zone affectée thermiquement suite au traitement thermique post-soudage, ainsi que les effets potentiels sur sa résistance à la propagation ont toutefois reçu peu d'attention.

1.4 Sommaire

La revue de littérature de ce chapitre a clairement montré que la zone affectée thermiquement de joints soudés de turbines hydrauliques en acier inoxydable CA6NM est une région qui requiert une attention particulière quant à son comportement en fatigue-propagation.

Cette région est un composite de sous-régions possédant des microstructures distinctes selon les transformations métallurgiques subies lors du soudage. Les sous-régions de la zone affectée thermiquement du CA6NM présentent, entre elles et en comparaison avec le métal de base, des teneurs et morphologies différentes de ferrite- δ , d'austénite et de martensite. De plus, la taille des paquets de martensite, considérés comme grains effectifs, peut être différente entre les sous-régions et par rapport au métal de base. Les différentes phases présentes, ainsi que la taille des paquets de martensite forment un groupe de facteurs influents désigné comme étant la microstructure de la zone affectée thermiquement. La littérature démontre que chacun des éléments formant la microstructure de la zone affectée thermiquement de joints soudés en CA6NM peut avoir une influence significative sur la résistance à la propagation des fissures de fatigue. Cet aspect est donc abordé dans cette étude

La revue de littérature de ce chapitre a montré que la zone affectée thermiquement est le siège de contraintes résiduelles induites lors du soudage. Un très grand nombre d'étude se sont penchées sur l'influence des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures de fatigue. Celles-ci peuvent être bénéfiques si elles sont en compression en bout de fissure, ou néfastes si elles sont en tension. L'influence des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement de joints soudés en CA6NM est explorée dans cette étude.

Ce chapitre a aussi montré que le traitement de revenu que subissent les roues de turbines après soudage peut altérer la microstructure de la zone affectée thermiquement et réduire les contraintes résiduelles. L'effet indirect de ce procédé sur la propagation des fissures de fatigue à travers la modification d'importants facteurs influents est étudié dans ce mémoire.

En somme, la zone affectée thermiquement implique à elle seule plusieurs facteurs ayant une influence potentielle sur le comportement en fatigue-propagation. Ceci en fait donc une région d'intérêt pour l'étude la propagation des fissures de fatigue dans les joints soudés de roues de turbines hydrauliques en CA6NM.

Chapitre 2 RATIONNELLE DU PROJET

La revue de littérature du chapitre précédent a montré que la microstructure de la zone affectée thermiquement de joints soudés de roues de turbines hydrauliques, ainsi que les contraintes résiduelles qui s’y développent, peuvent avoir un impact significatif sur son comportement en fatigue-propagation. De façon complémentaire, le traitement thermique post-soudage peut aussi avoir une influence via la modification des contraintes résiduelles et de la microstructure de la zone affectée thermiquement. Toutefois, malgré l’utilisation extensive du CA6NM pour la fabrication des roues de turbines hydrauliques, le comportement en fatigue-propagation de ses joints soudés et de la zone affectée thermiquement qui s’y développe n’a fait l’objet que d’une seule étude présentant une analyse limitée [45]. Ce projet a donc été mis sur pied pour palier à ce manque et pour répondre à la grande question: *Est-ce que la zone affectée thermiquement se développant dans les joints soudés de roues de turbines hydrauliques en CA6NM est une zone à risque pour la propagation des fissures de fatigue?* Afin de répondre à cette question, le plan expérimental suivant a été établi :

1. *Réalisation d’un joint soudé représentatif des roues de turbines hydrauliques afin d’y extraire des éprouvettes d’essais qui contiennent la zone affectée thermiquement.*
2. *Caractérisation de la microstructure du joint soudé à l’aide d’observations métallographiques et quantification de l’austénite dans la soudure par diffraction aux rayons-X.* Cette méthode a fait ses preuves pour la mesure de la quantité d’austénite résiduelle dans le CA6NM [30].
3. *Réalisation de mesures de microdureté à travers le joint.* Ces mesures permettent une caractérisation relative des propriétés mécaniques du joint, en plus d’estimer la taille de la zone affectée thermiquement.
4. *Réalisation de mesures de contraintes résiduelles par la méthode du contour [37].* Cette méthode a été utilisée avec succès à plusieurs reprises pour la mesure des contraintes résiduelles dans des joints soudés en CA6NM [29, 31, 32] et a été retenue pour sa simplicité d’application et la grande quantité d’information qu’elle permet d’obtenir.

5. *Réalisation d'essais de fatigue-propagation en milieu aqueux.*

- a. À variation du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) constant afin de comparer les différentes zones du joint (métal d'apport, zone affectée thermiquement et métal de base).
- b. À ΔK variable dans la zone affectée thermiquement, afin d'en déterminer les propriétés en fatigue-propagation.

Les résultats issus de ces essais expérimentaux sont analysés à travers les chapitres de ce mémoire dans le but de mieux comprendre ce qui affecte la propagation des fissures de fatigue des joints soudés, et plus spécifiquement de la zone affectée thermiquement, des roues de turbines hydrauliques en acier inoxydable CA6NM. Découlant de ce plan expérimental, le plan de publications suivant a été établi :

1. Article de conférence: *Residual stress effects on the propagation of fatigue cracks in the weld of a CA6NM stainless steel*. Publié et présenté à la 13th International Conference on Fracture ayant eu lieu à Pékin en Chine du 16 au 21 juin 2013 [83].

Cet article, non inclut dans le mémoire, mais dont les résultats et analyses principaux sont respectivement présentés aux Chapitres 6 et 7, se concentre sur l'effet des contraintes résiduelles et du traitement thermique post-soudage. Les résultats expérimentaux présentés ont été obtenus à ΔK constant pour des éprouvettes telles que soudées et traitées thermiquement.

2. Article de journal # 1: *Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld*. Publié dans le journal *Engineering Fracture Mechanics* le 11 décembre 2013 [84].

Cet article, présenté au Chapitre 4, est basé sur les résultats obtenus à ΔK constant dans les éprouvettes telles que soudées. Des mesures de contraintes résiduelles, ainsi qu'une analyse des effets microstructuraux ayant une influence sur la résistance à la propagation des différentes zones du joint soudé sont présentées. Une analyse fractographique traitant de l'occurrence d'un mécanisme de rupture intergranulaire et de l'influence potentielle de l'environnement aqueux est aussi montrée.

3. Article de journal # 2: *Fatigue crack growth in the heat affected zone of a hydraulic turbine runner weld*. Accepté pour publication dans le journal *International Journal of Fatigue* le 23 janvier 2014 [85].

Cet article, qui constitue le Chapitre 5, présente tous les résultats issus des essais à ΔK variable dans la zone affectée thermiquement. Les propriétés en fatigue-propagation de cette zone sont présentées pour les états tel que soudé et traité thermiquement, ainsi que pour les rapports de charge $R = 0.1$ et $R = 0.7$. L'effet du traitement thermique post-soudage et du rapport de charge sont analysés en termes de contraintes résiduelles et de fermeture de la fissure.

Chapitre 3 MÉTHODES EXPÉRIMENTALES

3.1 Matériaux

Le métal de base ayant servi à cette étude est l'acier inoxydable de grade CA6NM (CAsting, 0.06%C, Nickel, Molybdène) de la norme ASTM A-743 [86], aussi connu sous la désignation 13 %Cr - 4 %Ni. Il s'agit d'un acier inoxydable martensitique coulé utilisé dans un état trempé et revenu qui possède une microstructure martensitique pouvant contenir jusqu'à 5 %vol. et 30 %vol. de ferrite- δ et d'austénite résiduelle respectivement [29]. Le métal d'apport utilisé est le 410NiMo, dont la composition chimique correspond à celle du CA6NM. La Figure 3.1 montre la microstructure du CA6NM et du 410NiMo.

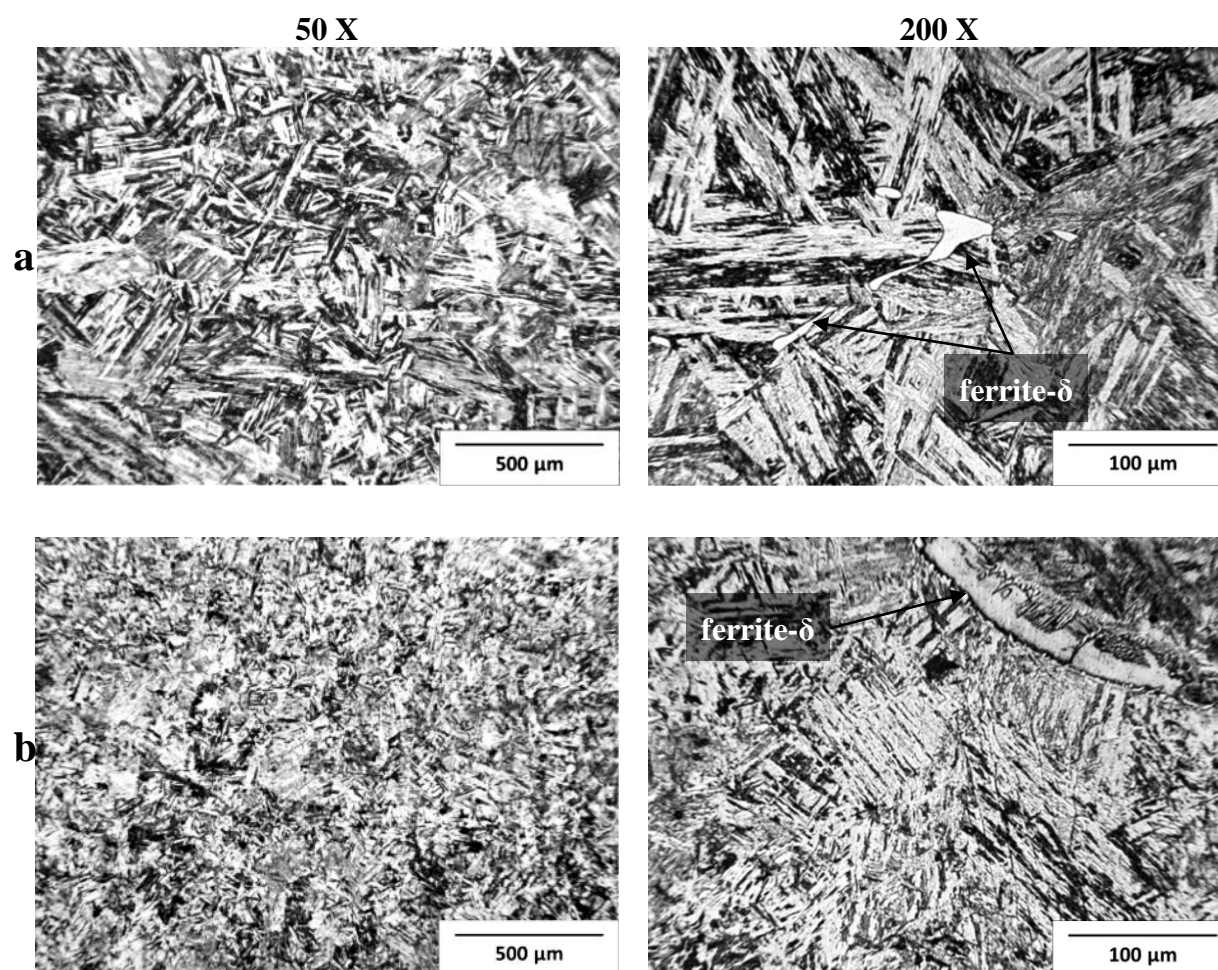


Figure 3.1 Micrographies de la microstructure du a) CA6NM et du b) 410NiMo composées de martensite et de ferrite- δ (austénite non visible). La ferrite- δ se retrouve principalement aux joints des grains austénitiques antérieurs dans le CA6NM et aux endroits d'interpasse de soudage dans le 410NiMo.

Pour cette étude une plaque coulée de dimensions 300 mm x 125 mm x 50 mm de CA6NM ainsi qu'une bobine de fil fourré de 410NiMo de 1.6 mm de diamètre étaient disponibles pour réaliser le soudage. La plaque de CA6NM utilisée a été fournie par l'IREQ, alors que la bobine de fil de 410NiMo a été fournie par Alstom Hydro Canada.

3.2 Soudage

La première étape dans le processus de fabrication des éprouvettes était d'obtenir un joint soudé représentatif des roues de turbines hydrauliques. En raison du nombre élevé d'éprouvettes requises pour le projet et de la quantité limitée de matériau disponible, une méthode de déposition du métal d'apport en couches successives sur toute la surface de la plaque a été adoptée. Cette méthode était un compromis entre la représentativité du joint et le nombre d'éprouvettes pouvant y être prélevées. En effet, dans la réalité, les aubes des roues de turbines sont soudées à leur support à l'aide de joints en T multi-passes, généralement à pénétration partielle. La Figure 3.2 illustre le procédé de soudage à l'arc avec fil fourré (*flux-cored arc welding*, FCAW) et gaz de protection ayant été utilisé pour la déposition de métal d'apport sur la plaque de CA6NM. Il s'agit d'un des procédés typiquement utilisés pour l'assemblage des roues de turbines. Ce procédé requiert l'alimentation continue d'une électrode constituée du métal d'apport et fourrée avec une poudre compactée ayant pour fonction de nettoyer la surface de soudage à mesure que les cordons sont déposés. Un gaz de protection composé à 75 % d'argon et à 25 % de dioxyde de carbone a été alimenté en continu au bain de fusion pour le protéger de l'air environnant.

3.2.1 Robot soudeur

Le robot SCOMPI[®] (Figure 3.3), développé par l'IREQ, a été utilisé pour réaliser la déposition du métal d'apport. Cette technologie a été mise au point dans le but de permettre la maintenance de composantes hydrauliques à des endroits pouvant être difficiles d'accès pour un humain. Le robot consiste en un bras articulé de six joints et qui peut se déplacer linéairement à l'aide d'un système de crémaillère. Avec l'installation d'une torche de soudage sur le robot, les paramètres de soudage ainsi que les références géométriques de la pièce à souder peuvent être saisis et la routine de soudage peut être lancée. L'utilisation d'un robot pour ce projet offre les avantages de maintenir les paramètres de soudage constants, assurant ainsi une répétabilité entre les passes.

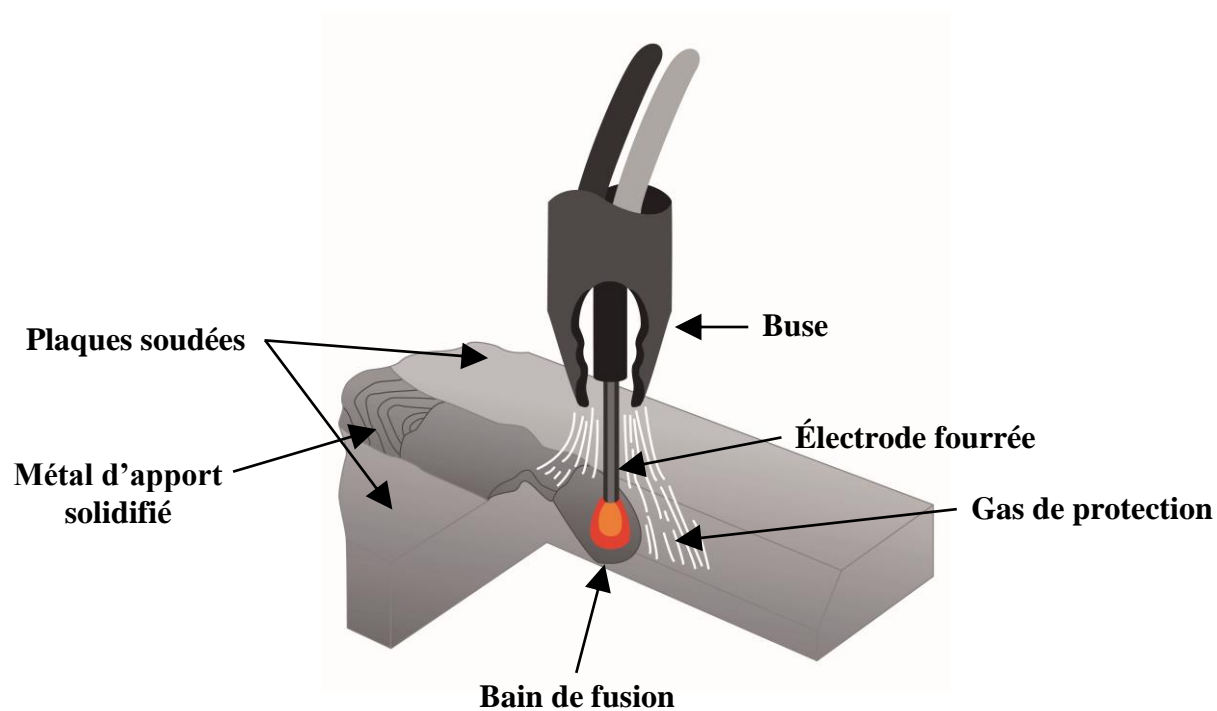


Figure 3.2 Illustration du procédé de soudage à l'arc avec fil fourré.

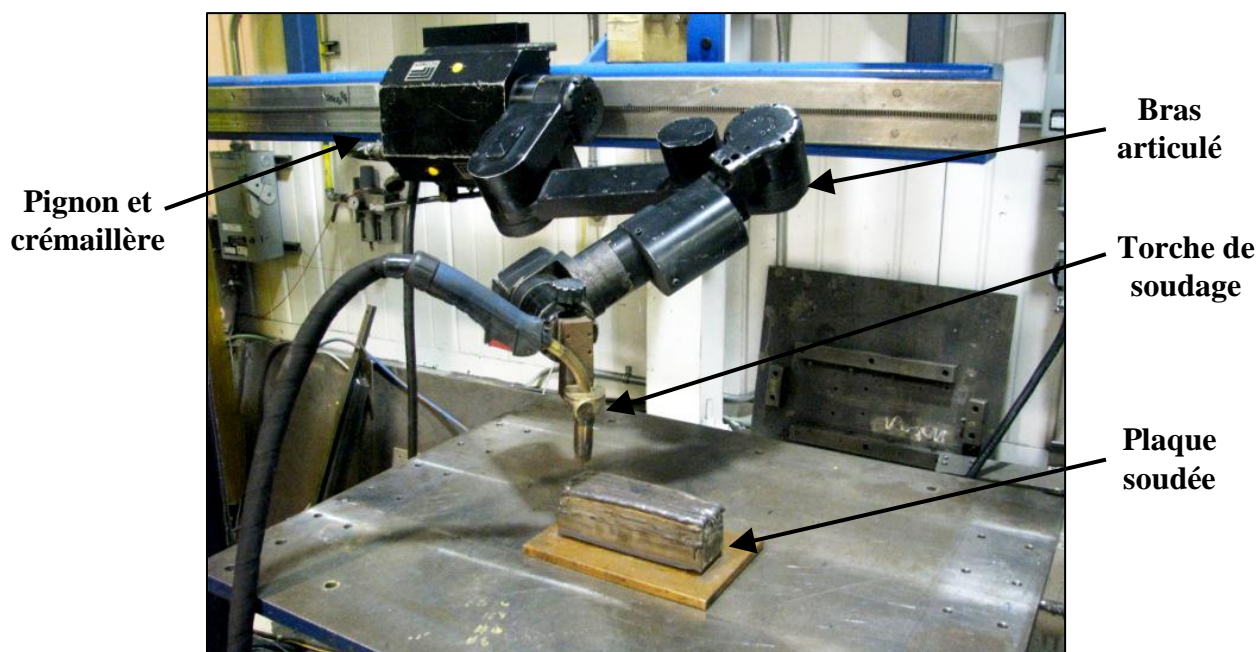


Figure 3.3 Robot soudeur SCOMPI® utilisé pour la déposition du métal d'apport.

3.2.2 Paramètres de soudage

Des paramètres de soudage semblables à ce qui est utilisé pour l'assemblage des roues de turbines ont été utilisés pour assurer la représentativité du joint produit. Le Tableau 3.1 montre les paramètres utilisés pour le soudage de la plaque comparés à des paramètres typiquement spécifiés en industrie pour la fabrication des roues de turbines. Le seul paramètre qui diffère est le voltage utilisé. En effet, en pratique, les soudeurs qui sont responsables de l'assemblage des aubes à leur support sont souvent dans des positions telles qu'ils doivent souder à la verticale. Dans ce cas, un voltage de soudage plus faible limite la taille du bain de fusion, évitant ainsi au métal d'apport en fusion de couler. Lors du soudage d'une plaque à plat, un voltage de soudage trop faible pourrait mener à des défauts de soudage. Un voltage légèrement plus élevé a donc été retenu pour produire un arc électrique plus stable. Néanmoins, l'énergie linéaire de soudage (*Voltage-Courant/Vitesse d'avance*), qui est considérée comme la base de comparaison, respecte la spécification.

Tableau 3.1 Paramètres de soudage utilisés comparés aux paramètres typiquement spécifiés en industrie.

	Paramètres utilisés pour le projet	Spécification industrielle de soudage typique
Courant (A)	335	150 - 350
Voltage (V)	30.8	19 - 28
Vitesse d'avance (mm/s)	6	1.67 - 8.33
Énergie de soudage (J/mm)	1720	1800 max
Distance entre le tube-contact et la pièce (mm)	20	15 - 25
Température de préchauffage (°C)	100	100
Température entre-passes (°C)	150	200 max
Amplitude d'oscillation (mm)	6	20 max

3.2.3 Dépôt du métal d'apport par passes oscillées

Dans l'optique de faire propager une fissure de fatigue dans une zone affectée thermiquement la plus plane possible, une déposition par oscillation a été préférée à la déposition rectiligne de cordons de soudure. Cette dernière, de par le fait que les cordons pénètrent le support soudé sur une certaine profondeur, produit une interface ondulée entre le métal d'apport et le métal de base (Figure 3.4a). En utilisant ce procédé en vue d'essais de fatigue-propagation dans la zone affectée thermiquement, il serait possible que le front de la fissure de fatigue se trouve dans plusieurs régions microstructurales à la fois, ce qui compliquerait l'analyse des résultats. En utilisant plutôt une déposition en oscillations, l'interface entre le métal d'apport et le métal de base sur la largeur d'un cordon est plane (Figure 3.4b). Ceci résulte en une zone affectée thermiquement plus plane, ce qui est souhaitable pour y réaliser des essais fatigue-propagation.

3.3 Traitement thermique post-soudage

Dans le but d'étudier l'effet du traitement thermique post-soudage sur le comportement en fatigue-propagation, la plaque soudée a été coupée en deux morceaux, dont un a subi un traitement thermique post-soudage. Un thermocouple a été fixé en surface pour mesurer et assurer le contrôle de la température. La plaque a ensuite été placée dans un four et maintenue à 600 °C pour une période de deux heures. Cette température et ce temps de maintien représentent des valeurs typiques utilisées pour le traitement thermique post-soudage des roues de turbines. La pièce a ensuite été retirée du four et refroidie à l'air libre.

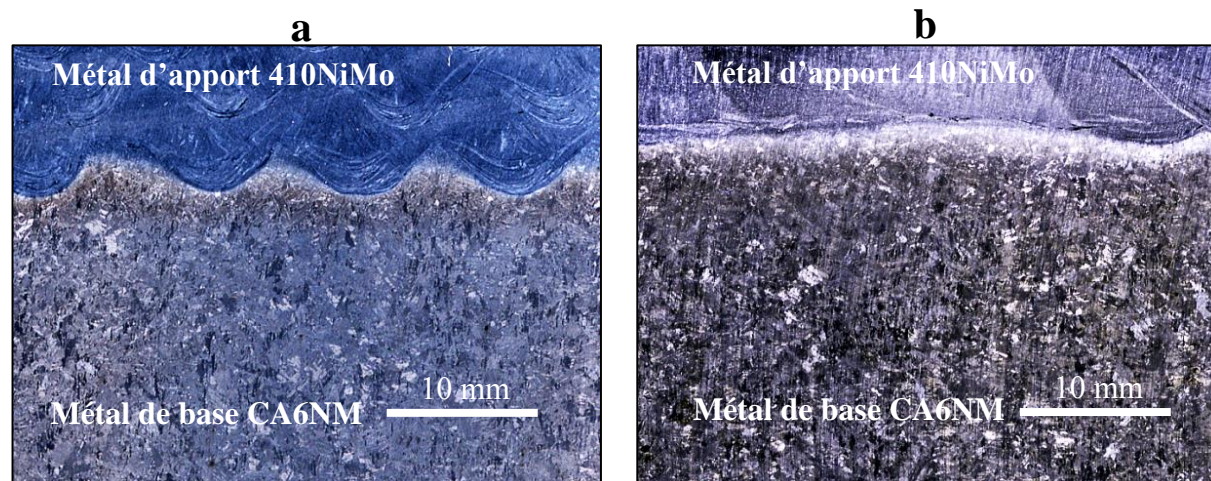


Figure 3.4 a) Interface ondulée entre le métal d'apport et le métal de base après déposition de cordons de manière rectiligne comparée à b) une la technique d'oscillation qui conduit à une ZAT plus plane.

3.4 Usinage des éprouvettes

Deux types d'éprouvettes *compact tension* (CT) ont été fabriquées à partir des plaques soudées. Pour les essais de fatigue-propagation standards, les éprouvettes ont été usinées de manière à ce que l'entaille soit alignée dans la zone affectée thermiquement (ZAT), près de la ligne de fusion. Pour les essais à variation du facteur d'intensité de contrainte ΔK constant, l'entaille a été placée perpendiculairement au joint soudé, dans le métal d'apport à une distance de 7 mm de la ligne de fusion. La Figure 3.5 illustre schématiquement les deux types d'éprouvettes avec les dimensions principales typiques. Les trois zones de la soudure, i.e., le métal d'apport, la zone affectée thermiquement et le métal de base, y sont indiquées. Dans les deux cas, l'usinage a été réalisé par étapes successives. Dans un premier temps, un bloc a été découpé et usiné de façon à obtenir une enveloppe de l'éprouvette. Cette enveloppe a été usinée à l'épaisseur finale de 12.7 mm et avec de l'excédent de matière en hauteur et en largeur. Un polissage et une attaque chimique sur chacune des surfaces des éprouvettes ont ensuite permis de révéler le joint soudé et localiser visuellement la ligne de fusion. L'attaquant utilisé est le réactif Villela qui permet d'obtenir un bon contraste entre le métal d'apport et le métal de base. Les entailles ont ensuite été localisées aux endroits souhaités pour les deux types d'éprouvette et l'usinage a pu être finalisé.

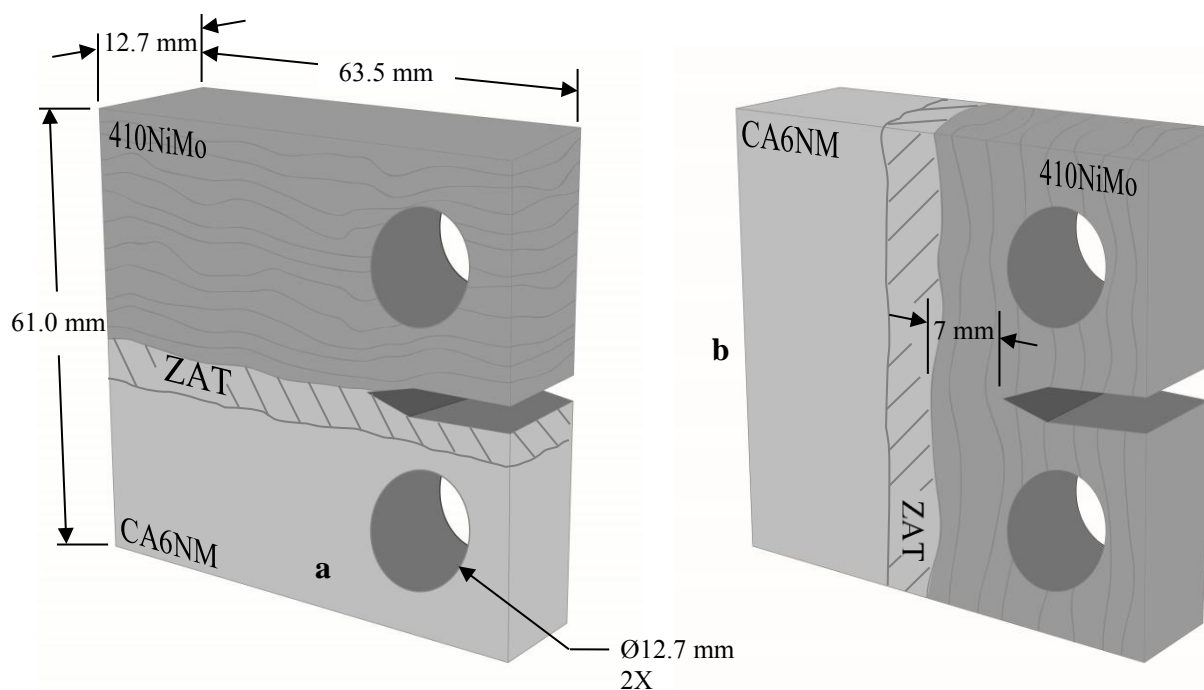


Figure 3.5 Éprouvettes CT avec a) l'entaille dans la ZAT pour essais de fatigue-propagation standards, et b) perpendiculaire au joint soudé pour essais de fatigue-propagation à ΔK constant.

3.5 Mesure des contraintes résiduelle par la méthode du contour

Les mesures de contraintes résiduelles ont été réalisées à l'IREQ en utilisant la méthode du contour [37] sur des éprouvettes CT avec l'entaille perpendiculaire à la direction de soudage (Figure 3.5b). Cette méthode a été retenue en raison de sa facilité d'application et du fait qu'elle permet d'obtenir le champ de contraintes résiduelles perpendiculaire à une surface souhaitée. Ceci est particulièrement pertinent aux essais de fatigue-propagation, car ce sont les contraintes résiduelles perpendiculaires au plan de propagation nominal de la fissure qui auront potentiellement la plus grande influence. Des mesures ont été relevées sur deux éprouvettes telles que soudées; une sans fissure de fatigue et une avec une fissure de fatigue de 20 mm, ainsi que sur une éprouvette traitée thermiquement non fissurée. Dans un premier temps, les éprouvettes ont été coupées par électroérosion dans le plan de propagation nominal de la fissure. Cette coupe a conduit aux relâchements des contraintes résiduelles ce qui a résulté en des déplacements résiduels sur les surfaces de coupe. Ces déplacements ont ensuite été mesurés à l'aide d'un profilomètre optique. Le champ de déplacements ainsi obtenu a ensuite été moyenné dans la direction de l'épaisseur de l'éprouvette de manière à obtenir un profil 2D. Cette simplification était possible, car les déplacements étaient relativement constants à travers l'épaisseur. Une régression polynômiale a ensuite été réalisée sur les profils, ce qui a permis d'appliquer facilement les déplacements dans un modèle d'éléments finis de la moitié d'une éprouvette. La résolution du modèle a permis d'obtenir les contraintes résultantes de l'application du champ de déplacement et qui représentent les contraintes résiduelles perpendiculaires au plan de propagation nominal des éprouvettes.

3.6 Essais de fatigue-propagation

Les essais de fatigue-propagation ont été effectués en contrôle de charge selon la norme ASTM E647 [49] sur une machine de traction MTS[®] avec une cellule de charge d'une capacité de 100kN. Un essai a toutefois été conduit sur une machine Instron[®] à l'IREQ. Une étude interne a démontré que les deux machines produisent des résultats à toutes fins pratiques identiques. Deux types d'essais ont été réalisés, soient des essais en maintenant ΔK constant sur des éprouvettes avec l'entaille usinée perpendiculairement au joint soudé (Figure 3.5b) et des essais à ΔK variable sur des éprouvettes avec entaille alignée dans la zone affectée thermiquement (Figure 3.5a). Tous

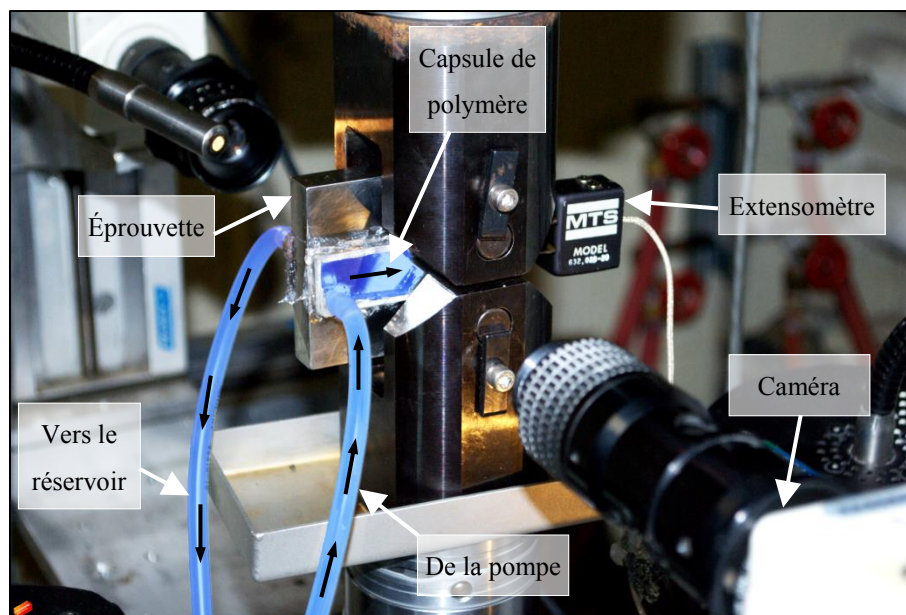


Figure 3.6 : Illustration du montage expérimental pour les essais de fatigue-propagation dans l'eau.

les essais ont été réalisés de manière à ce que la fissure soit immergée dans l'eau afin de simuler les conditions d'opération des roues de turbines hydrauliques. Pour ce faire, des capsules de polymère ont été fixées sur chacune des surfaces des éprouvettes et connectées à l'aide de tuyaux flexibles à un système de circulation d'eau composé d'une pompe péristaltique et d'un réservoir (Figure 3.6). L'eau utilisée a été synthétisée à partir d'échantillons prélevés dans la rivière aux Outardes au Québec, sur laquelle plusieurs centrales hydroélectriques majeures sont construites. La composition minérale de l'eau était (en mg/L): 4.92 $\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, 4.56 $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, 230 CaCO_3 , 0.42 $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, 2.69 NaHCO_3 et 0.90 KHCO_3 . Un programme Labview[®] développé à l'interne a été utilisé pour automatiser l'ajustement de la charge lors des essais. La méthode de la complaisance a été employée pour suivre l'avancement de la fissure [49]. Cette méthode permet de déduire la longueur de la fissure à partir de l'ouverture de la bouche de la fissure mesurée à l'aide d'un extensomètre. Cette méthode implique toutefois une calibration à partir de mesures visuelles qui étaient relevées périodiquement à l'aide de caméra mobiles équipées de lentilles à fort grossissement.

3.6.1 Essais à ΔK constant

Les essais à ΔK constant ont été réalisés sur les éprouvettes avec l'entaille positionnée perpendiculairement à la ligne de fusion. L'objectif principal de ces essais était de révéler de

potentielles variations du taux de propagation entre le métal d'apport, la zone affectée thermiquement et le métal de base. Deux valeurs de ΔK ont été retenues, $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ et $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, et des éprouvettes telles que soudées et traitées thermiquement ont été utilisées pour un total de quatre essais. Le rapport de charge a été maintenu à $R = 0.1$ pour ces essais. Afin de maintenir le ΔK constant, la charge était réduite à chaque avancement de 0.1 mm de la fissure. Les données obtenues étaient sous la forme d'un nuage de points de la longueur de la fissure a en fonction du nombre de cycles N . Un lissage des données a été effectué en utilisant une spline cubique de régression. Les taux de propagation da/dN ont été calculés en prenant la pente d'une régression linéaire effectuée sur des portions de la spline de lissage correspondant à un avancement de la fissure d'environ 0.25 mm. Les résultats obtenus consistaient en la variation du taux de propagation en fonction de la longueur de la fissure.

3.6.2 Essais à ΔK variable

Les essais à ΔK variable ont été réalisés sur les éprouvettes avec l'entaille positionnée dans la zone affectée thermiquement. L'objectif principal de ces essais était de mesurer les propriétés en fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement, soient le seuil de propagation ΔK_{seuil} et les constantes de la loi de Paris C et m . Pour ces essais, deux rapports de charge ont été employés, $R = 0.1$ et $R = 0.7$, sur des éprouvettes telles que soudées et traitées thermiquement, pour un total de quatre essais. Afin d'atteindre le seuil de propagation, une procédure à ΔK décroissant selon la norme ASTM E647 [49] a été employée jusqu'à l'obtention d'un taux de propagation de l'ordre de $2 \cdot 10^{-8} \text{ mm/cycle}$. Pour ce faire, une réduction de la charge correspondant à une réduction de 2 % du ΔK à chaque avancement de la fissure de 0.25 mm a été spécifiée. Pour les essais à $R = 0.7$, la phase de décroissance était entamée à $R = 0.1$, puis, lorsqu'une vitesse de propagation d'environ 10^{-6} mm/cycle était atteinte, le rapport de charge était augmenté progressivement à chaque avancement de 0.25 mm de la fissure et de manière à maintenir la diminution de 2 % du ΔK . Une fois le seuil de propagation atteint, une procédure à ΔK croissant était employée de manière à générer une courbe de propagation complète. Dans tous les cas, la fin des essais était imposée par la fuite de l'eau se produisant suite au décollement des capsules de polymère. Les vitesses de propagation étaient calculées à chaque étape d'avancement de la fissure de 0.25 mm en divisant cette longueur par le nombre de cycles de l'étape.

3.6.3 Mesures de la fermeture

Le niveau de fermeture a été déterminé pour tous les essais à l'aide des données de complaisance [49]. Pour ce faire, la charge et l'ouverture de la bouche de la fissure mesurée par l'extensomètre ont été relevées à chaque cycle. En traçant la charge en fonction de l'ouverture de la bouche de la fissure on obtient une droite lorsque la fissure est pleinement ouverte. La pente de cette droite est la complaisance de l'éprouvette. Lorsque des phénomènes de fermeture sont présents, la courbe présente une déviation en-dessous d'une certaine valeur de la charge. C'est cette charge qui est considérée comme étant la charge de fermeture et qui permet de calculer le facteur d'intensité de contrainte à la fermeture K_f . En pratique toutefois, cette déviation se fait progressivement et il peut être difficile, voire impossible, de déterminer précisément la charge à partir de laquelle la fissure commence à se fermer. Pour pallier à cette difficulté, une méthode de réduction de la complaisance a été utilisée tel que spécifié dans la norme ASTM E647 [49]. Cette méthode consiste à réaliser une régression linéaire de plusieurs segments de la courbe de complaisance et de comparer leurs pentes à la complaisance de la fissure pleinement ouverte. La charge de fermeture est déterminée pour le premier segment de droite, en partant du haut de la courbe, qui présente une pente déviant d'un certain seuil. Dans cette étude, un critère de déviation de 2 % a été retenu, tel que recommandé par la norme ASTM E647.

3.7 Analyses fractographiques

Les analyses fractographiques ont été réalisées sur les éprouvettes de fatigue à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB). À la fin des essais de fatigue, les éprouvettes ont été séparées de manière à révéler les faciès de rupture. Étant donné que les essais de fatigue étaient réalisés en milieu aqueux, une corrosion importante pouvait être observée sur tous les faciès. Comme il est préférable d'avoir des faciès propres pour l'observation des mécanismes de rupture au MEB, les faciès ont subi un nettoyage consistant en l'immersion en bain d'ultrason pour quelques minutes dans une solution d'acide chlorhydrique 6 N avec 2 g/L d'hexaméthylène tétramine, tel que spécifié par l'ASM [87]. Les faciès ont été installés sur un porte échantillon à l'aide de papier collant en graphite, afin d'assurer une bonne conductivité électrique. Les observations ont été réalisées en utilisant un voltage de 15 kV et un courant de 6 nA.

Chapitre 4 **ARTICLE 1: MICROSTRUCTURAL EFFECTS ON THE FATIGUE CRACK GROWTH RESISTANCE OF A STAINLESS STEEL CA6NM WELD**

Alexandre Trudel^{1,2}, Martin Lévesque², Myriam Brochu²

¹ Global Technology Center in sustainable hydro, ALSTOM Hydro, Sorel-Tracy, Canada

² Department of Mechanical Engineering, École Polytechnique de Montréal, Montréal, Canada

Ce chapitre a été publié le 11 décembre 2013 comme article dans le journal *Engineering Fracture Mechanics*.

Abstract

The fatigue crack growth behavior of a martensitic stainless steel CA6NM hydraulic turbine runner weld was investigated to unveil microstructural effects in the filler metal, heat affected zone and base metal. Knowledge of such effects is paramount for engineers who design these components for long fatigue lifetimes. Constant stress intensity factor fatigue tests in river water environment revealed crack growth rate variations between the three weld zones. Tensile residual stresses were identified as a crack opening mechanism. Crack deflection concepts were used to relate the fatigue crack growth resistance to the weld microstructure. The conclusion of this study is that the crack growth path is largely driven by the weld's microstructural features, influencing the materials resistance to fatigue crack growth.

4.1 Introduction

4.1.1 Context of research

Martensitic stainless steel alloy CA6NM has been extensively used in the field of hydroelectricity for the manufacturing of critical components such as turbine runners. These components are usually assembled by welding cast blades to a cast core, in the case of propeller runners, and to cast band and crown in the case of Francis runners. Engineers design these components against fatigue with fracture mechanics concepts to account for casting and welding defects, as well as geometric discontinuities. Typically, allowable defect sizes are determined with fatigue crack growth laws to achieve a given service life. Similarly, the same fatigue and fracture criteria are

used to establish optimal welded joints dimensions and to minimize required filler metal quantity. Therefore, extensive knowledge of the fatigue crack growth behavior of materials used, as well as of potential microstructural effects, is required.

The microstructural characteristics of CA6NM welds result from the combined actions of the casting process, heat treatments and welding process. Typically, CA6NM has a tempered martensitic microstructure and can contain ferrite and austenite in proportions of up to 5 %vol. and 30 %vol., respectively [29].

The fatigue crack growth behavior can be affected by microstructural characteristic features, such as grain size. In the case of martensitic steels, the martensite morphology can also play a role when the fatigue crack follows martensite laths favorably oriented inside packets that form within prior austenite grains [56]. The tortuosity extent of the crack path can be influenced by such features, as shown by many experimental results, where coarse microstructures, e.g. large grains, led to abrupt deflections and a tortuous crack path [62, 88, 89]. A tortuous crack path is known to improve fatigue crack growth resistance by promoting roughness-induced crack closure and by reducing the effective crack tip driving force due to local mixed modes of crack advance [27, 43, 62]. These extrinsic toughening mechanisms are more significant in the near-threshold regime, when compared to the Paris regime [12]. This stems from two phenomena: (1) for low stress intensity factor ranges, the crack path is strongly influenced by crystallographic orientation because of the small plastic zone size, and (2) the crack tip opening displacements are of similar size than the asperities created by crack deflections. In the Paris regime, cyclic crack extensions span over several characteristic microstructural features lengths and crack tip opening displacements are larger, resulting in a reduced influence of the microstructure and closure on the resistance to crack growth.

The austenite phase in alloy CA6NM is retained from the quenching operation and/or reversed from the tempering treatment [14]. In the welding heat affected zone, additional austenite can stabilize after cooling in the area where martensite partially transforms to austenite upon heating [29]. Given sufficient strain energy, e.g. in the plastic zone of a fatigue crack, austenite can transform to martensite. This strain-induced transformation is accompanied by a volumetric expansion that can lead to the establishment of local residual stresses when constrained by surrounding elastic material. This is known as transformation-induced plasticity (TRIP effect).

The TRIP effect was proven to be beneficial to the fatigue crack growth resistance of steels containing austenite as a primary phase, such as austenitic stainless steels [70, 90, 91]. The beneficial effect of retained austenite as a secondary phase within high strength martensitic steels has also been recognized, where steels containing retained austenite were found to have an improved resistance to fatigue crack growth [71, 72]. The TRIP effect is known to have more influence for higher stress intensity factor ranges, where large plastic strains in the crack tip plastic zone promote the austenite-martensite transformation [92]. In the near-threshold regime, low stress intensity factors can result in insufficient strain energy to trigger the transformation. The transformation of retained austenite during fatigue crack growth was observed in CA6NM for stress intensity factor ranges in the Paris regime [30], but its effect on the resistance to fatigue crack growth requires more attention.

The secondary ferrite phase in alloy CA6NM is δ -ferrite that forms at very high temperatures upon solidification during the casting process. Additional δ -ferrite can form and grow in the heat affected zone near the fusion line where partial or complete transformation from austenite to δ -ferrite occurs during the welding process [29]. δ -Ferrite can also be found in filler metal 410NiMo dispersed as fine stringers in the martensite matrix and at welding interpass locations. In ferrite-martensite dual-phase steels, the effect of the ferrite phase (α -ferrite) on fatigue crack growth behavior has been rationalized in terms of its mechanical properties being different than those of the martensite phase [64, 66], as well as its morphology playing a role on crack path tortuosity [62]. However, contradicting results can be found in literature regarding the effect of ferrite percentage on the fatigue crack growth resistance of dual phase steels at threshold levels [64, 66, 93], which makes it difficult to draw definite conclusions. In addition, the influence of δ -ferrite as a secondary phase in martensitic stainless steels on fatigue crack growth behavior is still open for debate.

The general objective of this study was to investigate the effects that microstructural features found in alloy CA6NM and matching filler metal 410NiMo, as well as in the heat affected zone that develops upon welding, can have on the fatigue crack growth resistance. The specific experimental objectives were to characterize the weld microstructure and relate the fatigue crack growth behavior of base metal CA6NM, filler metal 410NiMo and the heat affected zone to their respective microstructures.

The weld microstructure was characterized with the use of metallographic observations, X-ray diffraction and microhardness measurements. Constant stress intensity factor range fatigue crack growth tests were realized using compact tension specimens with the crack growing perpendicularly to the welding direction in order to reveal fatigue crack growth rate variations between the three weld zones. The residual stresses normal to the nominal crack growth plane were measured in compact tension specimens to assess the crack opening behavior observed during the fatigue tests. The crack path tortuosity was quantified and related to the microstructure of each zone of the weld and the role of crack deflections on the resistance to fatigue crack growth was assessed. The negligible effect of retained austenite on fatigue crack growth behavior was noted as no clear correlation was found between the fatigue crack growth rate and retained austenite variations in the weld. Finally, fractographic analyses of the fracture surfaces revealed the occurrence of an intergranular fracture mode in one of the specimens and its effect on the resistance to fatigue crack growth was analyzed.

4.2 Materials and Methods

4.2.1 Materials and specimens preparation

A weld deposition technique relying on a flux-cored arc welding (FCAW) process was used to generate a 40 mm layer of filler metal 410NiMo on the surface of a 50 mm thick stainless steel alloy CA6NM plate that was kept as-welded. In practice, welded turbine runners are post-weld heat treated, which result in a significant reduction of weld-induced residual stresses [32] and in the softening of brittle microstructures known to lower the weld's fracture toughness [81]. However, during their lifetime, turbine runners may undergo in situ repairs by weld deposition that cannot be heat treated. The as-welded specimens used in this study are therefore representative of this particular case. The chemical composition and mechanical properties of the CA6NM alloy used in this study were determined in a previous study and the results are recalled in Table 4.1 and Table 4.2 [14]. Rectangular specimens encompassing the filler metal (FM), heat affected zone (HAZ) and base metal (BM) were sampled from the welded plate for metallographic observations and microhardness measurements. Thin square specimens were sampled from the filler metal, heat affected zone and base metal for retained austenite content

Table 4.1 Chemical composition of BM CA6NM (weight %). Taken from [14].

Material	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo
CA6NM	0.02	0.66	0.59	0.008	0.031	13.04	4.07	0.53

Table 4.2 Mechanical properties of BM CA6NM. Taken from [14].

Yield strength	Tensile strength	Young's Modulus	Elongation	Reduction Area
763 MPa	837 MPa	206 GPa	27.0 %	58.8 %

measurements by X-ray diffraction (XRD). Compact tension (CT) specimens of width $W = 50.8$ mm and thickness $B = 12.7$ mm were machined from the welded plate in accordance with ASTM E647 [49] with the notch in the filler metal and perpendicular to the fusion line (FL). Figure 4.1 schematically shows the specimen sampling layout from the welded plate and the main details of the fatigue specimens.

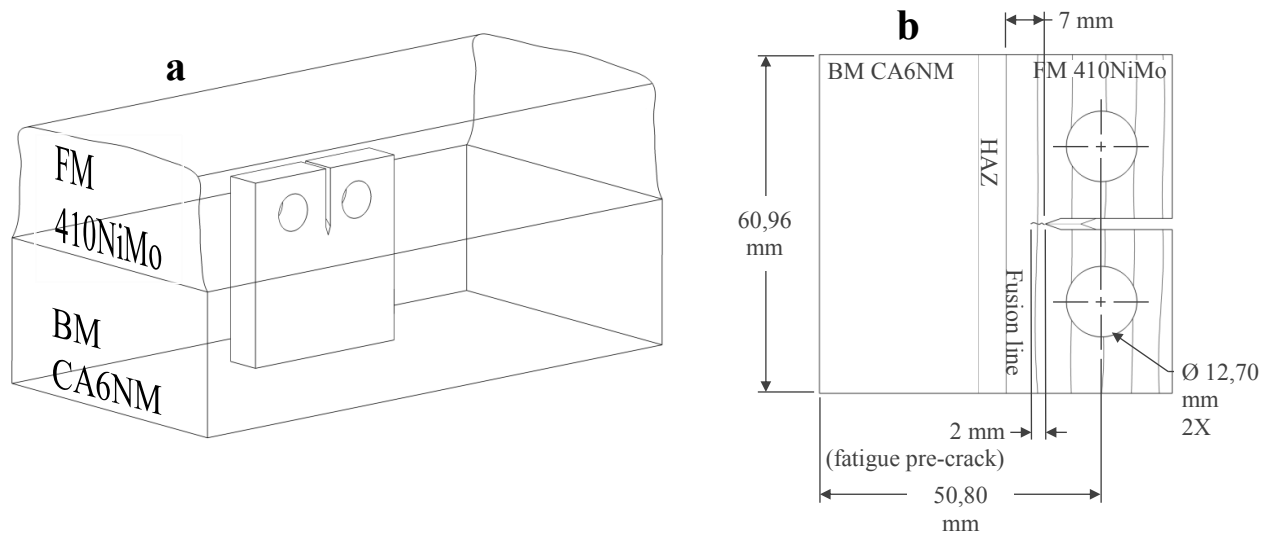


Figure 4.1 a) CT specimen sampling layout from welded plate. b) CT specimen details. Machined blanks were cut from the welded plate then etched to reveal the FL. Machining was then finalized so that the starter notch at surface was in the FM at 7 mm from the FL.

4.2.2 Microhardness measurements and microstructural characterization

A Vickers microhardness profile of 12 mm in length was realized across the filler metal, heat affected zone and base metal. A force of 100 gf was applied with a dwell time of 15 seconds. The indentations were spaced 100 μm apart and their diagonal length ranged from 21 μm to 27 μm . Used in conjunction with metallographic observations, the microhardness readings were useful for the estimation of the width of the heat affected zone that is confined between the fusion line and the start of the stabilized microhardness plateau in the base metal. In order to reveal the microstructure, the specimens were chemically etched with Kalling's reagent #2. A modified Fry's reagent was also used to reveal prior austenite grain (PAG) boundaries in order to determine the mean prior austenite grain size in the heat affected zone and base metal. Thin square specimens were prepared for austenite measurements by X-ray diffraction. A rigorous protocol consisting of polishing the specimens with grit 1200 abrasive paper and immersing them in a scouring agent and stain remover was followed to ensure that the specimen's illuminated surface was free of any deformation.

4.2.3 Residual stress measurements by the contour method

The contour method, as proposed by Prime [37], was used to determine the residual stresses normal to the nominal crack growth plane ($\sigma_{res,z}$) in the fatigue specimens. Figure 4.2 schematically shows the main steps of this technique. An as-machined compact tension specimen was used to determine the initial residual stress profile and a specimen with a fatigue crack of 20 mm in length was used to reveal the residual stress stability and redistribution behavior with crack growth. First, the specimens were wire-cut by electrical discharge machining (EDM) starting at the back face up to the crack tip. The relaxed cross-sectional displacements were measured using a non-contact optical profilometer and applied to a finite element analysis (FEA) model of a half compact tension specimen. The resulting calculated stresses represent the weld-induced residual stresses normal to the nominal crack growth plane. It is worth noting that this method relies on the assumption that the residual stresses elastically relax during the cut. Therefore, only the elastic modulus, which is for all purposes equal between the three zones of the weld, is considered in the calculations. Other tensile properties, even if they are likely to differ between the weld zones, do not affect the results.

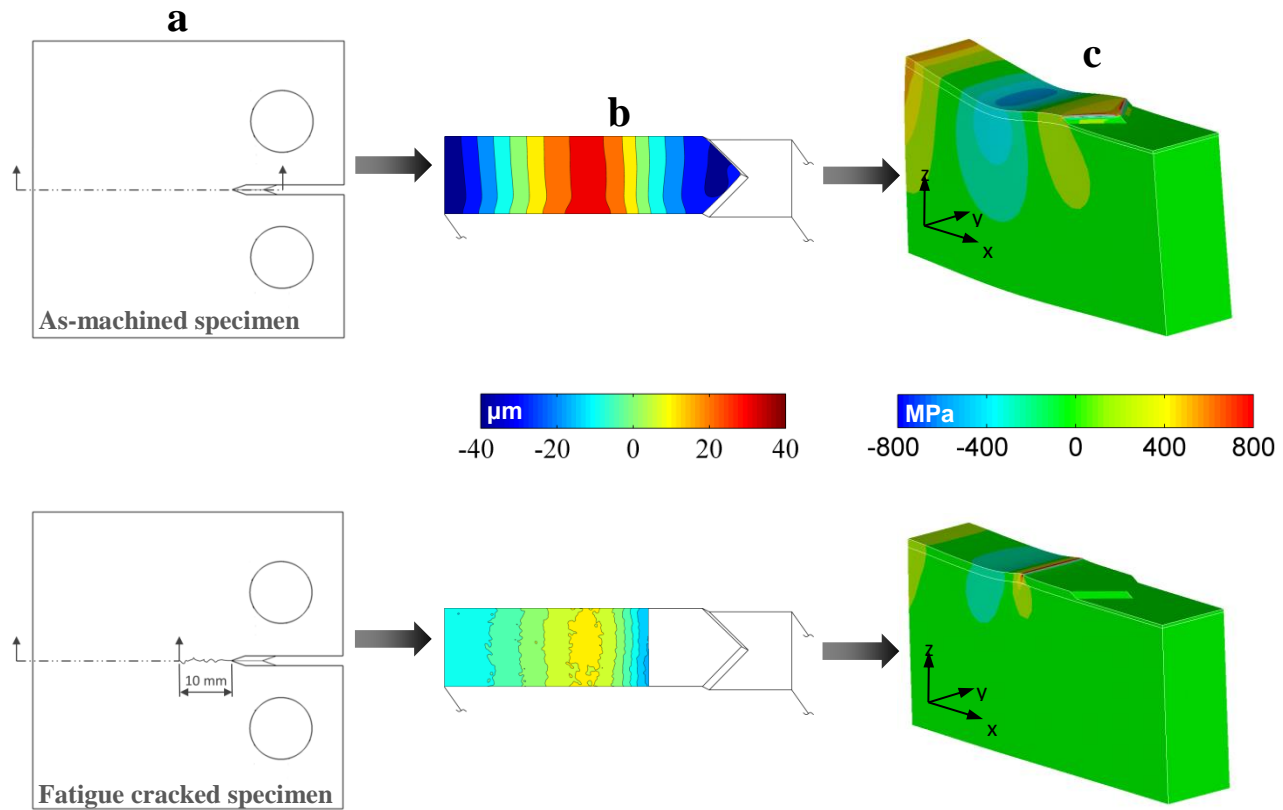


Figure 4.2 Main steps of the contour method for residual stress measurements: a) EDM cut of the CT specimens' ligament, b) Measurement of the relieved cross-sectional displacements using an optical profilometer, c) FEA residual stress ($\sigma_{res,z}$) calculation by with inputted measured displacements.

4.2.4 Fatigue crack growth testing

Fatigue tests were realized as per standard ASTM E647 [49] on a 100 kN MTS® servo-hydraulic machine at a load ratio $R = 0.1$ and using a constant loading frequency of 20 Hz. The fatigue crack was immersed in synthesized river water from Outardes River in Quebec to simulate a realistic turbine runner environment. The water's mineral composition is as follows (in mg/L): 4.92 $\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, 4.56 $\text{MgSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, 230 CaCO_3 , 0.42 $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$, 2.69 NaHCO_3 and 0.90 KHCO_3 . The fatigue tests were realized at constant stress intensity factor ranges (ΔK) of $\Delta K = 8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ and $\Delta K = 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Because of limitations in the quantity of material available, only one specimen was tested per stress intensity factor range value. Prior to conducting the tests, a fatigue pre-cracking phase was carried out to introduce a 2 mm pre-crack (Figure 4.1b). The stress intensity factor range was maintained constant by reducing the applied load for every crack extension of 0.1 mm. The crack length was monitored using the compliance method with a crack mouth clip-on extensometer as proposed in standard ASTM E647 [49]. The

fatigue tests were controlled using an in-house program developed on the LabVIEW[®] platform. Optical measurements of the crack length were taken on both sides of the specimens to calibrate the compliance method. The load and crack mouth opening displacement (CMOD) recordings were used to determine the closure stress intensity factor (K_{cl}), defined as the stress intensity factor at which the crack begins to close with a 2 % compliance offset criterion as suggested in standard ASTM E647 [49]. The effective stress intensity factor range, ΔK_{eff} , was deducted from the closure stress intensity factor using the equation $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl}$, where K_{max} is the maximum applied stress intensity factor.

4.3 Results

4.3.1 Weld characterization

Figure 4.3 shows a plot of the Vickers microhardness profile taken across the weld. The highest microhardness is found in the filler metal, where its mean is 360 HV with a high dispersion. This is mostly attributed to the coexistence of tempered and untempered martensite, as well as the heterogeneous dispersion of ferrite stringers [29]. Figure 4.3 reveals that the microhardness starts decreasing at the fusion line and eventually stabilizes at an average value of 280 HV, typical of alloy CA6NM. The microhardness values found in the three zones are in good agreement with those found by Thibault et al. in a CA6NM and 410NiMo weld [29]. Based on the fusion line location and the base metal microhardness plateau, the heat affected zone extends approximately 5 mm.

Figure 4.3 also shows optical micrographs of the microstructure in the three zones of the welded plate revealed by Kalling's reagent #2. The micrograph that shows the prior austenite grain structure in the base metal was taken from an etched specimen using a modified Fry's reagent. The filler metal has a fine martensitic microstructure with few coarse δ -ferrite islands at weld interpass locations. The heat affected zone features a gradient of the martensite morphology, where the martensite laths are fine near the fusion line and become coarser towards the base metal, where the coarsest microstructure is found. δ -ferrite stringers are found in the heat affected zone and in the base metal often at prior austenite grain boundaries. Additional δ -ferrite formed or grew from existing δ -ferrite stringers in the heat affected zone near the fusion line where the temperature at which austenite begins to transform to δ -ferrite (~ 1250 °C) is reached as a result of

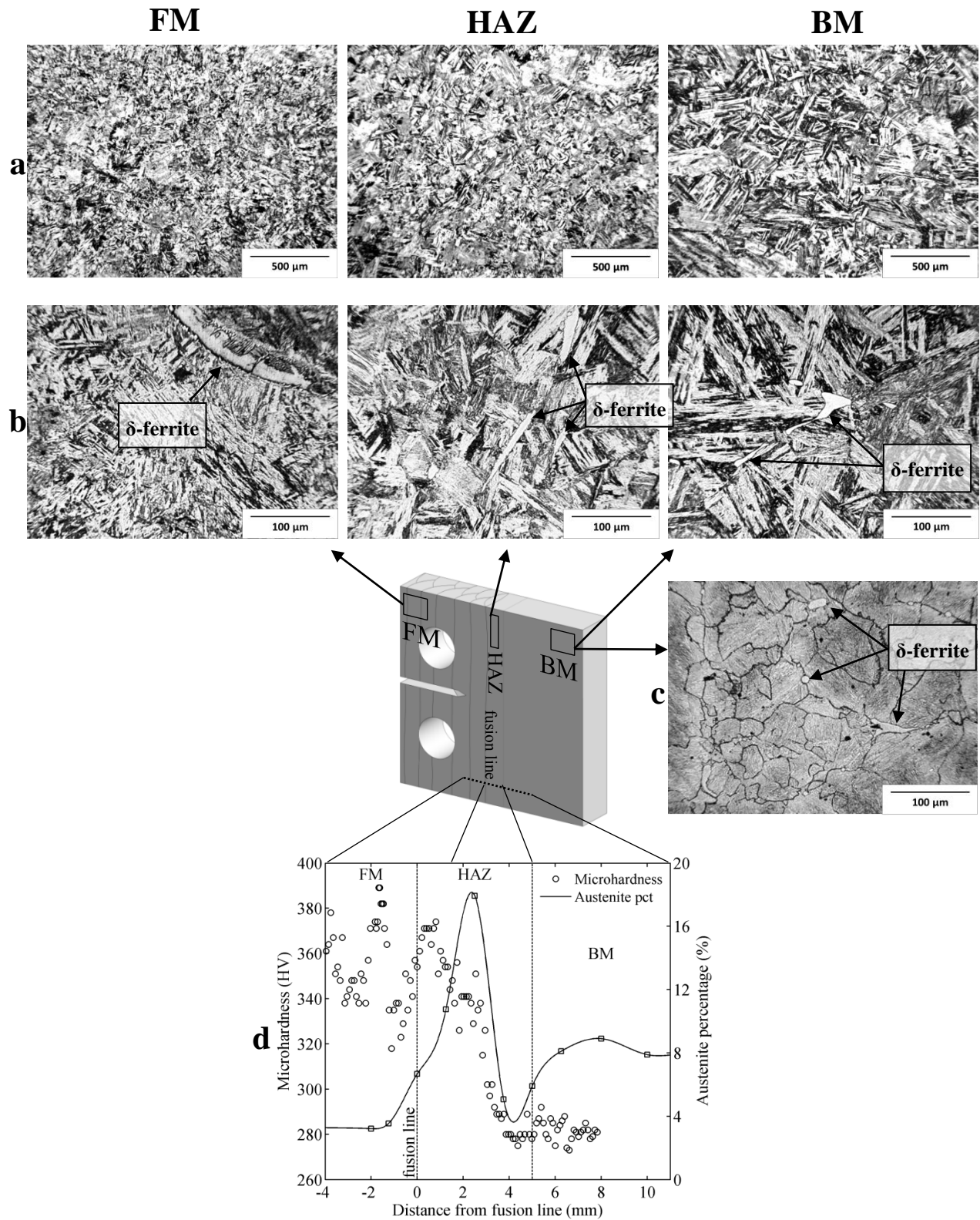


Figure 4.3 Weld characterization through metallographic observations of microstructure and PAG structure, austenite measurements by XRD and microhardness measurements. Martensitic microstructure and δ -ferrite in the FM, HAZ (near FL) and BM at a) 50 X and b) 200 X, c) PAG structure in the BM (200 X) and d) microhardness and austenite percentage profiles across the weld.

Table 4.3 Quantification of phases percentage and PAG size.

	Retained austenite content (%)	δ -ferrite content (%)	Martensite content	Mean PAG size (μm)
FM	3.4 (mean)	-	Bal.	-
HAZ FL	6.7			
FL + 1.3 mm	10.8			
FL + 2.5 mm	17.9	< 1%	Bal.	48
FL + 3.8 mm	5.1			
FL + 5.0 mm	5.9			
BM	8.3 (mean)	< 1%	Bal.	51

the welding process [29]. Retained austenite was not observed using conventional metallographic techniques, though its content was quantified using X-ray diffraction measurements. The graph of Figure 4.3 also shows the retained austenite percentage against the distance from the fusion line. It can be seen that the austenite content is considerably higher in the base metal (8.3 %) when compared to the filler metal (3.4 %). This is somewhat expected since the base metal is received in the tempered condition, where austenite is reverted during the tempering treatment. The austenite content in the heat affected zone is highly dispersed and it is where the highest percentage is found, which could have arisen from the decomposition of martensite in austenite that remained stable upon cooling [29].

Table 4.3 summarizes the δ -ferrite and retained austenite contents of the three zones, as well as the mean prior austenite grain size, when applicable. The δ -ferrite content being very low, its effect on fatigue crack growth behavior is considered to be negligible.

4.3.2 Constant stress intensity factor range fatigue testing

Figure 4.4 shows the fatigue crack growth rate (FCGR) against the distance from the fusion line obtained at constant stress intensity factor range values of $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (empty circles) and $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (solid circles). It is seen that the fatigue crack growth rate decreases from the filler metal, into the heat affected zone and stabilizes in the base metal at both stress intensity factor ranges. The load and CMOD data were recorded for every cycle. Figure 4.5 shows an experimental compliance curve normalized by maximum load and CMOD (line with circle symbols), which is typical of all compliance curves measured during the fatigue

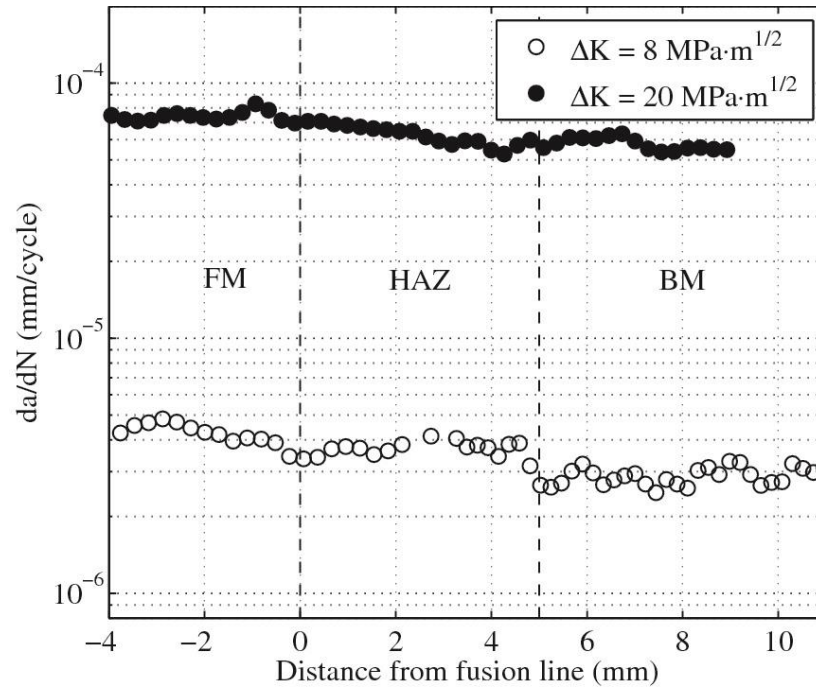


Figure 4.4 FCGR against crack length in the FM, HAZ and BM at constant $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

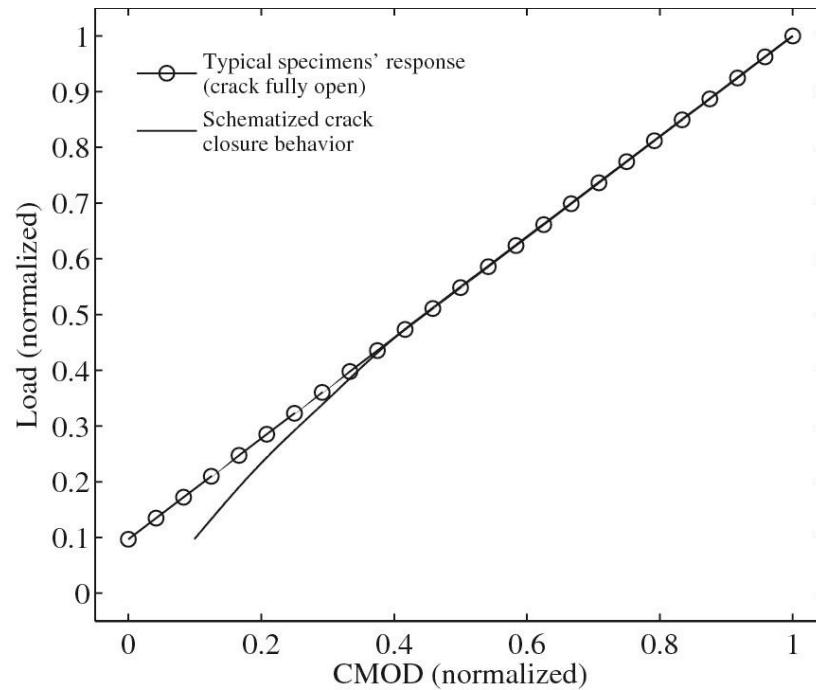


Figure 4.5 Typical load-CMOD curve measured in constant ΔK fatigue tests for all crack lengths. Schematized curve of a typical behavior with crack closure shown for comparison.

Table 4.4 Mean FCGR in the FM, HAZ and BM at both ΔK .

ΔK (MPa·m ^{1/2})	Mean FCGR (mm/cycle)		
	FM	HAZ	BM
8	$4.2 \cdot 10^{-6}$	$3.7 \cdot 10^{-6}$	$2.9 \cdot 10^{-6}$
20	$7.5 \cdot 10^{-5}$	$6.3 \cdot 10^{-5}$	$5.8 \cdot 10^{-5}$

tests. The line with no symbols represents a schematized compliance curve presenting a clear deviation, typical of crack closure. It is seen that the experimental load-CMOD curve remains linear for the whole load range. This suggests that the crack is subjected to a crack opening mechanism since minimal levels of closure are expected to be found in ductile materials at low load ratios [83]. This behavior was observed for both stress intensity factor ranges and at all crack lengths.

Table 4.4 presents the mean fatigue crack growth rates obtained in the filler metal, heat affected zone and base metal. For both stress intensity factor ranges, the mean fatigue crack growth rate is the highest in the filler metal, decreases in the heat affected zone and is the lowest in the base metal. These variations of the fatigue crack growth rate between the three zones are believed to arise from intrinsic microstructural effects since they cannot be explained by crack closure arguments. Moreover, the fatigue crack growth rate variation is more pronounced at $\Delta K = 8$ MPa·m^{1/2}, where it is reduced by 31 % from the filler metal to the base metal when compared to a reduction of 23 % at $\Delta K = 20$ MPa·m^{1/2}. This is consistent with microstructural effects being enhanced at lower stress intensity factor ranges [12].

4.4 Discussion

4.4.1 Effect of residual stresses on crack opening

As noted in a previous study by the authors, the crack opening behavior of the fatigue specimens is believed to be caused by tensile residual stresses present at the crack tip [83]. To confirm this, residual stress measurements by the contour method were realized on compact tension specimens identical to the fatigue specimens and the results are shown in Figure 4.6. The line with square symbols shows the initial residual stress profile in the as-machined specimen, while the line with

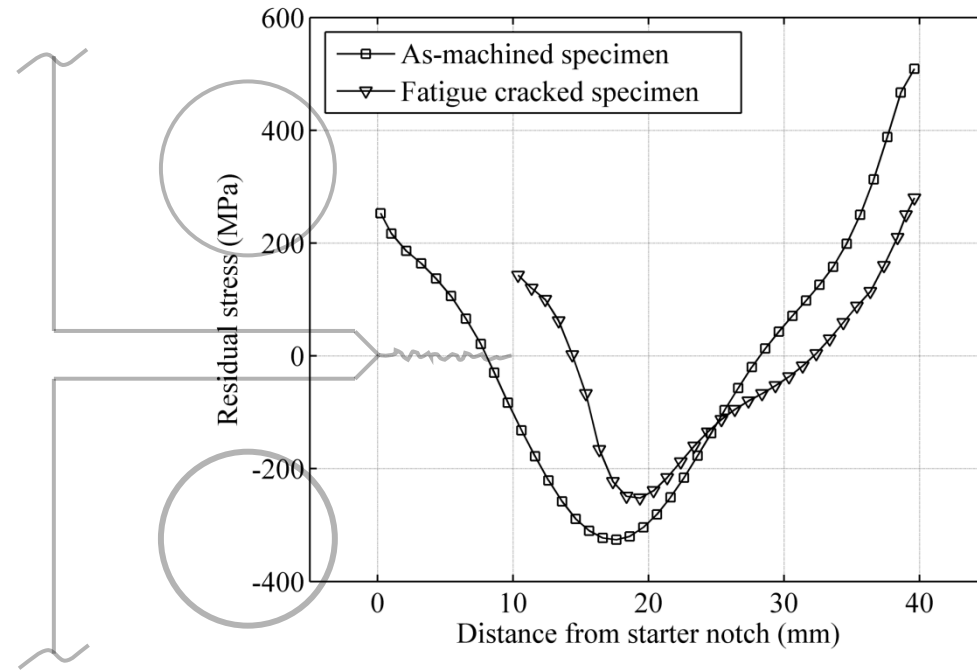


Figure 4.6 Residual stress profiles of as-machined and fatigue cracked CT specimens as measured by the contour method.

triangle symbols shows the redistributed residual stresses after a crack extension of 10 mm. Tensile residual stresses of 250 MPa are present at the crack tip of the as-machined specimen and are believed to be responsible for the crack opening behavior previously identified. Furthermore, the stability of the residual stress profile with crack advance is shown for the fatigue cracked specimen, where its general shape remains similar to the initial profile measured in the as-machined specimen. Consequently, upon crack growth, the crack tip stays subjected to tensile residual stresses, though the value is reduced to 175 MPa for a crack extension of 10 mm. Similar results showing the residual stress profile stability with crack growth were reported by many authors [76, 94, 95]. These observations indicate that the observed crack opening behavior is induced by crack tip tensile residual stresses that were not sufficiently relaxed during crack growth to allow crack closure to occur. The effective stress intensity factor range, ΔK_{eff} , was therefore equal to the applied stress intensity factor range, which was maintained constant during the tests. Thus, given that crack closure was fully inhibited and that the effective stress intensity factor range, which is considered as the crack growth driving force, was constant during the tests, the fatigue crack growth rate variations previously shown are believed to arise from intrinsic microstructural effects.

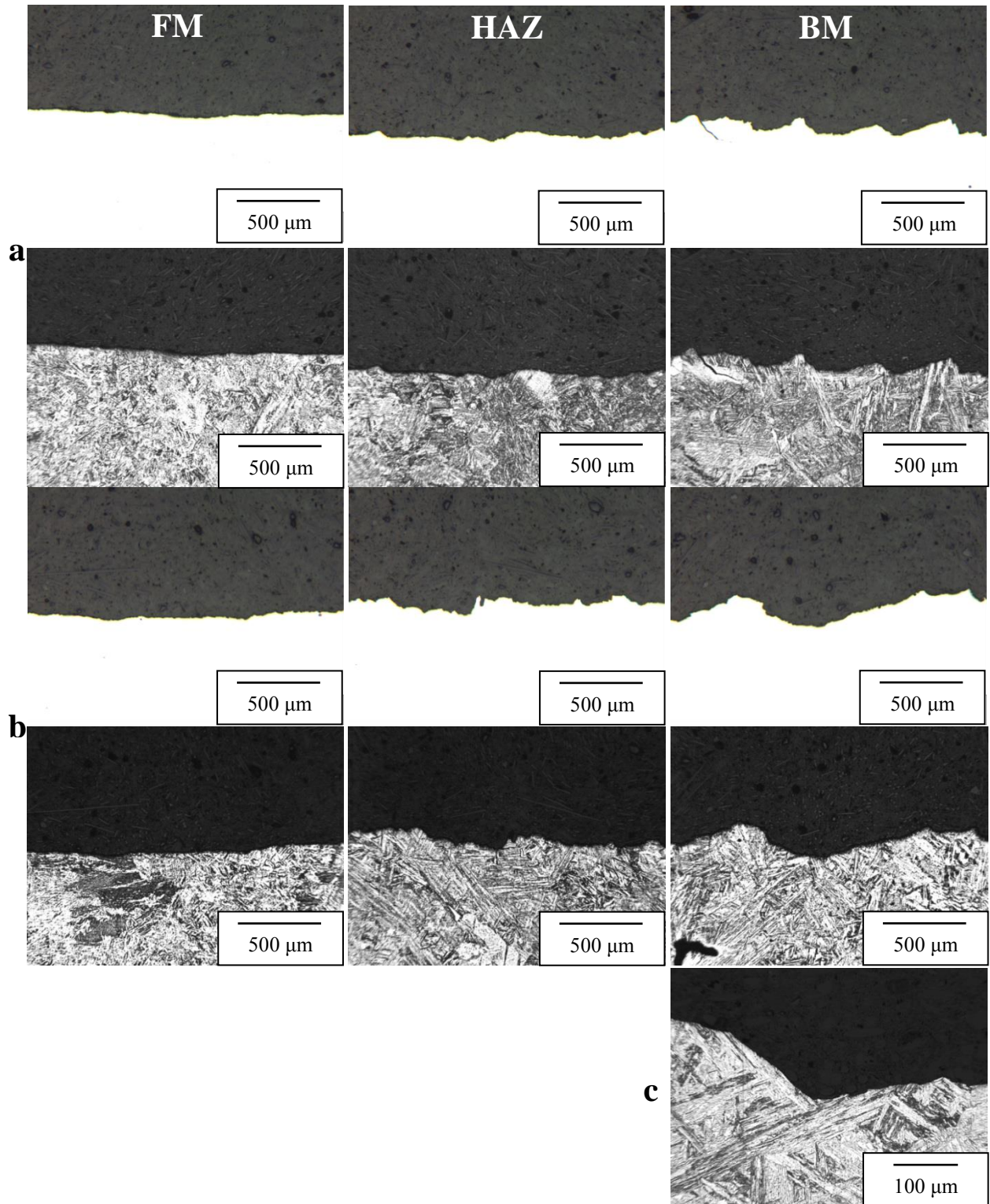


Figure 4.7 Unetched and etched micrographs of crack path in the FM, HAZ and BM (50X) at
a) $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ b) $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. c) High magnification (200 X) micrograph of a crack deflection in the
BM ($\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). General crack growth direction is from left to right.

4.4.2 Microstructural effects on fatigue behavior

4.4.2.1 Effect of crack deflections on fatigue behavior

Figure 4.7 shows unetched and etched crack path profiles in the filler metal, heat affected zone and base metal at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. It can be seen that the crack path tortuosity is directly correlated to the fatigue crack growth resistance. Whereas the filler metal presents the most linear crack path and higher fatigue crack growth rates, the base metal presents considerable tortuosity, marked by important deflections, and lower fatigue crack growth rates. The heat affected zone is a transition region, where the crack path becomes increasingly more tortuous from the fusion line towards the base metal and the fatigue crack growth rate decreases. The effect of crack path tortuosity on fatigue crack growth resistance can be quantified using Suresh's crack deflection model [27]. In this study, the extent of crack deflection is used to evaluate the increase in fatigue crack growth resistance from a linear crack to a tortuous crack path using the following equation:

$$(da/dN)_{eff} = \frac{D \cos \alpha + S}{D + S} (da/dN) \quad (1)$$

where $(da/dN)_{eff}$ is the effective growth rate of a deflected crack, (da/dN) is the growth rate of a crack with no deflections, D is the length of a deflected crack segment, S is the length of a linear crack segment and α is the angle of deflection. In the heat affected zone and base metal, the ratio $D/(D+S)$, which characterizes the extent of crack deflection, was found to range from 0.25 to 0.75 and the angle of deflection, α , from 45° to 55° . Figure 4.8 shows the experimental fatigue crack growth rates previously shown along with the predicted fatigue crack growth rates calculated from the mean value in the filler metal, which is taken as a reference with no deflections. These results represent the improvement in fatigue crack growth resistance from a linear crack, as observed in the filler metal, to a deflected crack. It is found that the increase in fatigue crack growth resistance predicted by the crack deflection model is of similar magnitude than what is found experimentally. This indicates that the degree of crack path tortuosity can be a sound rationalization of the apparent differences in the fatigue behavior between the filler metal, heat affected zone and base metal, when the crack is fully open. Previous studies have shown that the martensite morphology in steels can influence the crack path, possibly leading to more or less

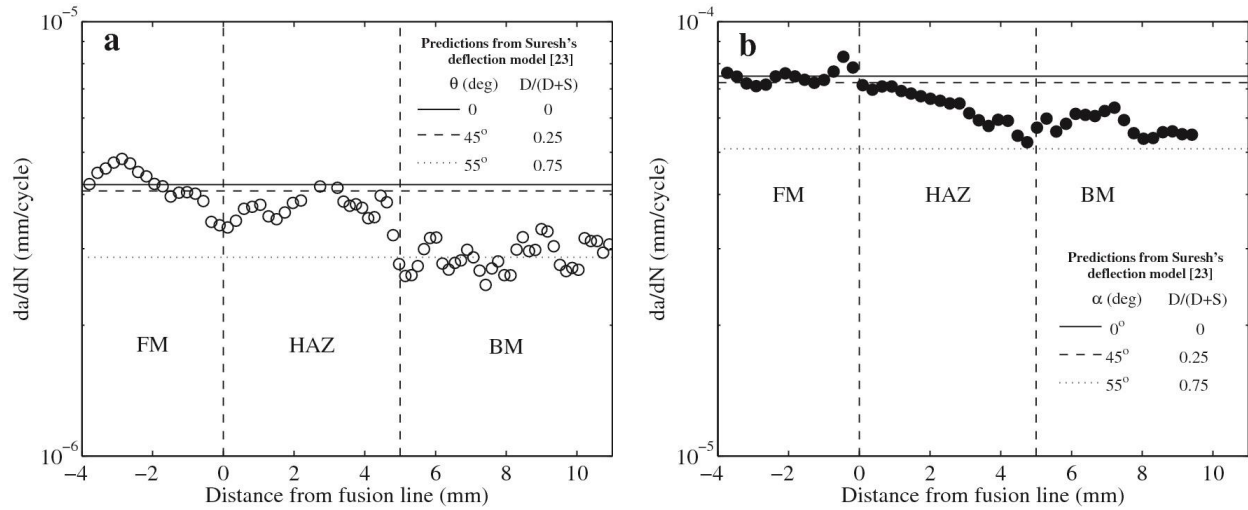


Figure 4.8 Comparison between experimental and predicted FCGR from crack deflection model

a) $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ b) $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

tortuous crack paths [54, 62]. It is clear from the etched profiles of Figure 4.7 that the coarseness extent of the martensite microstructure, where it is fine in the filler metal and becomes coarser in the heat affected zone and base metal, is related to the different crack path tortuosity levels previously noted in these zones. For instance, the coarser microstructure of the base metal is consistent with the highest degree of crack path tortuosity found in this zone where deflections are often observed at sites of intersecting martensite laths of different orientations (Figure 4.7c). Additional work is needed to clearly relate quantifiable microstructural features, such as martensite packet and block sizes, to crack deflection sizes and, hence, the fatigue crack growth resistance.

4.4.2.2 Role of retained austenite on fatigue behavior

No clear correlation was found when comparing the austenite percentage profile to the fatigue crack growth rates previously shown. It was shown in a previous study that retained austenite in two different CA6NM stainless steels transformed to martensite upon crack growth for stress intensity factor ranges in the Paris regime [30]. It is safe to assume that the austenite present in the fatigue specimens used in this study transformed, at least partially, to martensite with crack growth. Moreover, the transformation of austenite during crack growth has been shown to increase the fatigue crack growth resistance of different kinds of steels [70-72, 90, 91]. Despite this, the high austenite content found in the heat affected zone does not result in a marked fatigue

crack growth retardation in this zone, as could be expected. The uncorrelated austenite percentage variation with the fatigue crack growth rate measured in the heat affected zone suggests that retained austenite does not significantly influence the resistance to fatigue crack growth in the amounts measured in this study. However, more work is needed to establish any potential effects that higher amounts of retained austenite might have on the fatigue crack growth behavior of CA6NM welds.

4.4.3 Fractography

Fractography analyses were performed in the filler metal, heat affected zone and base metal on the fatigue specimens fracture surfaces with the help of a scanning electron microscope (SEM). The resulting fractographs are shown in Figure 4.9.

The predominant fracture mode in the filler metal at both stress intensity factor ranges is transgranular with a planar appearance, coherent with the linear crack path shown in the micrographs of Figure 4.7. In the heat affected zone, fracture surfaces are mainly transgranular with an influence of the martensite laths orientation. At $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, intergranular facets begin to appear in the heat affected zone. This secondary intergranular fracture mode has been reported in previous studies for CA6NM alloy [14, 30]. As the crack advances towards the base metal, intergranular facets become more frequent and span over a greater number of grains. In the base metal, a significantly rougher transgranular fracture surface is observed with intergranular facets accounting for roughly 15 % of the fracture surface. As for the specimen tested at $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, the transgranular mechanism is dominant with very few intergranular facets observed in the heat affected zone and base metal.

In previous studies, a correlation between the percentage of intergranular facets and the stress intensity factor range has been observed for different kinds of steels [8, 96-98]. In every case, a bell-shaped distribution of the intergranular proportion against the stress intensity factor range was found. Furthermore, it was also reported that the maximum proportion of intergranular fracture occurs when the cyclic plastic zone size (PZS) is comparable to the grain size. Table 4.5 presents the plane strain monotonic ($r_{y,m}$) and cyclic ($r_{y,c}$) plastic zone sizes for both stress intensity factor ranges respectively calculated from:

$$r_{y,m} = (1/3\pi) (K_{max}/\sigma_y)^2 \quad (2a)$$

$$r_{y,c} = (1/3\pi) (\Delta K/2\sigma_y)^2 \quad (2b)$$

where $r_{y,m}$ is calculated with the maximum stress intensity factor, K_{max} , and $r_{y,c}$ with the stress intensity factor range, ΔK . The mean prior austenite grain size in the base metal is also shown for comparison. The plane strain cyclic plastic zone size at $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ is closer to the prior austenite grain size than at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, yet practically no intergranular fracture is observed at this stress intensity factor range. Based on the previous plastic size argument, a higher proportion of intergranular fracture should be observed at $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ than at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ which is in contradiction with our results. The lack of correlation between the plastic zone size and the occurrence of intergranular fracture has also been reported in previous studies for high-strength steels [99, 100].

Another parameter, the environment, could explain the absence of intergranular fracture for high stress intensity factor range. In this study, the fatigue tests were performed in aqueous environment (river water) and rust was observed on the failure surfaces of the specimens tested. This indicates that corrosion was active and that hydrogen was produced from the freshly fractured surfaces. When hydrogen diffusion occurs at crack tip, martensitic steels may be subjected to hydrogen embrittlement which is typically characterized by an intergranular fracture mode [88, 101]. At $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, the crack growth rates measured may have been too fast to allow hydrogen to diffuse at crack tip, thus avoiding hydrogen embrittlement. From a practical point of view, it was attempted to correlate the content of intergranular fracture facets with the measured crack growth rates. For the tests performed at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, the gradual appearance of intergranular facets in the heat affected zone corresponds to a decrease in fatigue crack growth rates. The lowest fatigue crack growth rate, measured in the base metal, corresponds to the highest amount of intergranular fracture. On the other hand, the same decreasing crack growth rate pattern was observed at $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, despite the near absence of intergranular fracture. These observations suggest that intergranular fracture did not play a significant role on the fatigue crack growth behavior of the specimens tested. This would be in accordance with studies showing that intergranular fracture has no effect on fatigue crack growth in steels [30, 98]. The

Table 4.5 PZS and intergranular proportion in the BM. BM PAG size shown for comparison.

ΔK (MPa·m ^{1/2})	Plane strain PZS in BM		Percentage of intergranular fracture in BM (%)
	$r_{y,m}$	$r_{y,c}$	
8	14.4 μm	2.9 μm	15
20	90.0 μm	18.2 μm	0
PAG size		51 μm	

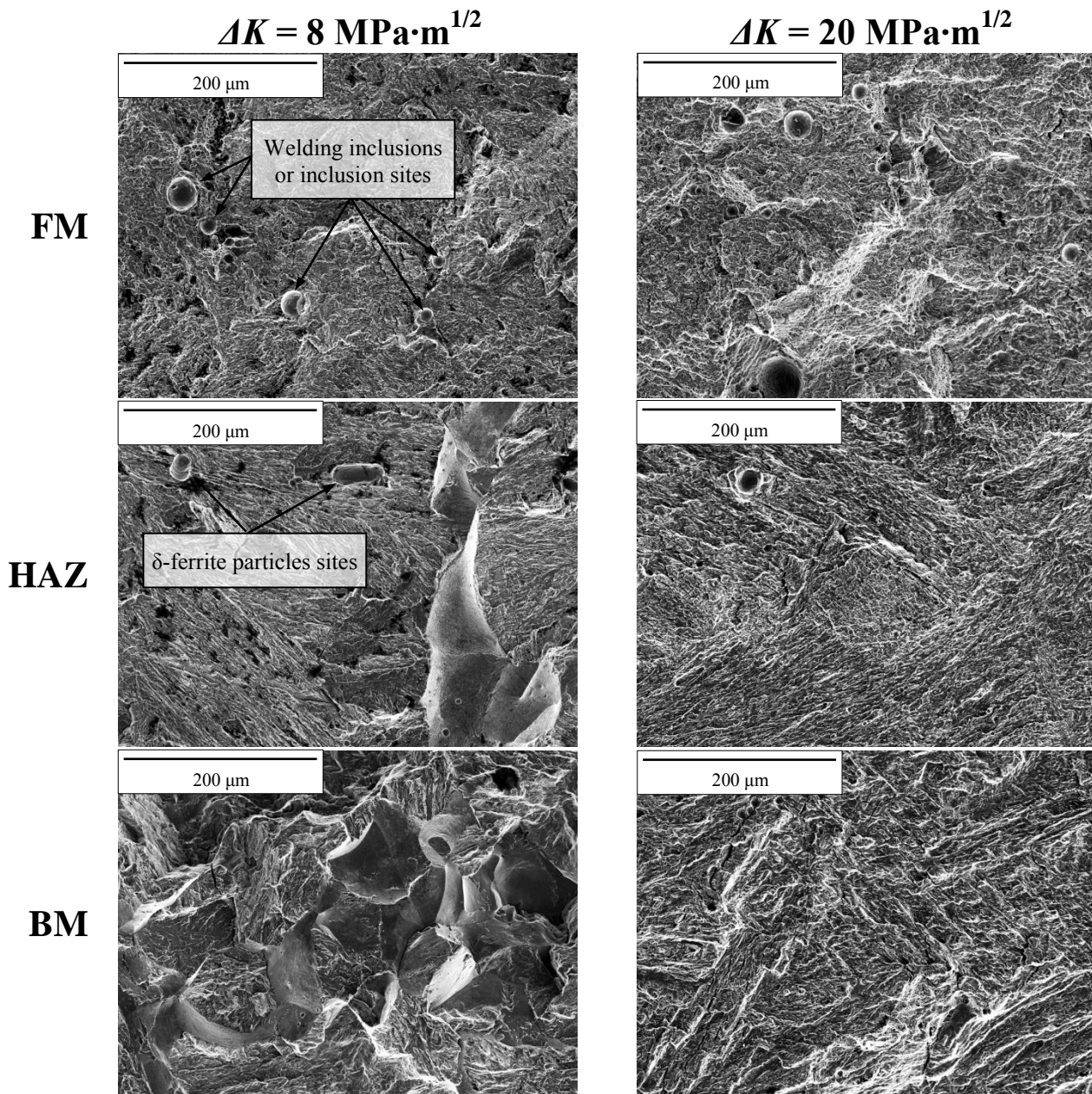


Figure 4.9 SEM micrographs of fracture surfaces in the FM, HAZ and BM at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. General direction of crack growth is from left to right. All pictures taken at a magnification of 250X, a current of 6 nA and a voltage of 15 kV.

increased intergranular fracture mode may rather be a consequence of the decreasing crack growth rates. The slower crack growth rates induced by coarser microstructures from filler metal to base metal may have allowed more time for hydrogen diffusion, thus increasing the content of intergranular facets. Fatigue crack growth tests in an environment having a controlled hydrogen content should be performed to provide a satisfactory explanation on this topic.

4.5 Conclusion

This study revealed that the resistance to fatigue crack growth in a stainless steel CA6NM and 410NiMo weld is influenced by microstructure. Constant stress intensity factor range fatigue crack growth tests with the crack growing through the filler metal, heat affected zone and base metal revealed fatigue crack growth rate variations between the three zones. From the results, the following conclusions can be drawn:

- Tensile residual stresses were found at the crack tip of the fatigue specimens. These residual stresses have been shown to redistribute with crack growth, but are always tensile at crack tip. This causes the opening of the crack and inhibits crack closure mechanisms.
- The higher fatigue crack growth rate measured in the filler metal and heat affected zone, when compared to the base metal, has been ascribed to a lesser degree of crack deflections in these zones. In the filler metal, the crack path is very linear and this zone presents the worst resistance to fatigue crack growth rate. In the heat affected zone, crack deflections are more frequent from the fusion line towards the base metal and the fatigue crack growth rate decreases. In the base metal, a very tortuous crack path is found, which is correlated to the highest fatigue crack growth resistance of the three zones. Moreover, it was found that the tortuosity extent of the crack path, and hence the resistance to fatigue crack growth, is directly related to the martensite microstructure. With the tendency to follow martensite laths, the high tortuosity of the crack path in the base metal is related to the coarse martensitic microstructure of this zone, when compared to the filler metal, where the fine microstructure results in a linear crack path.
- The mean retained austenite percentages measured in the filler metal and base metal were respectively 3.4 % and 8.3 %, with the highest percentage measured in the heat affected zone at 17.9 %. These retained austenite contents are not correlated to the fatigue crack

growth variations observed between the three zones. This leads to believe that retained austenite does not influence the resistance to fatigue crack growth in the amounts measured in this study.

- The occurrence of an intergranular fracture mechanism in the heat affected zone and base metal at a constant stress intensity factor range of $8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ is not related to a cyclic plastic zone size and prior austenite grain size correspondence, as claimed by many authors. Hydrogen diffusion at crack tip, which is promoted by the corrosion effect of the aqueous environment, is believed to be responsible for the occurrence of this intergranular fracture mode. The results suggest that intergranular facets do not significantly influence the fatigue crack growth behavior, which is in accordance with many previous published results for steels.

Acknowledgements

This work was supported by Alstom Hydro Canada, Hydro-Québec and the Natural Sciences and Engineering Research Council of Canada. The technical insights of Prof. Yves Verreman, as well as those of Hydro-Québec researchers Dr. Jacques Lanteigne and Dr. Denis Thibault are gratefully acknowledged.

Chapitre 5 **ARTICLE 2: FATIGUE CRACK GROWTH IN THE HEAT AFFECTED ZONE OF A HYDRAULIC TURBINE RUNNER WELD**

Alexandre Trudel^{1,2}, Michel Sabourin¹, Martin Lévesque², Myriam Brochu²

¹ Global Technology Center in sustainable hydro, ALSTOM Hydro, Sorel-Tracy, Canada

² Department of Mechanical Engineering, École Polytechnique de Montréal, Montréal, Canada

Ce chapitre a été accepté pour publication le 23 janvier 2014 comme article dans le journal *International Journal of Fatigue*.

Abstract

The fatigue crack growth behavior of a CA6NM weld heat affected zone (HAZ) was investigated. Fatigue crack growth tests in river water environment were conducted on as-welded and post-weld heat treated specimens at load ratios $R = 0.1$ and $R = 0.7$. For a fully open crack, i.e. at $R = 0.7$, the HAZ fatigue behavior was similar to that of the base metal. When crack closure occurred, i.e. at $R = 0.1$, the HAZ showed a lower near threshold crack growth resistance. The post-weld heat treatment was beneficial at $R = 0.1$ by relieving tensile residual stresses, while its effect was negligible at $R = 0.7$. The crack trajectory was influenced by the weld's yield strength mismatch which promoted deviation towards the soft material (base metal). The main conclusion of this study is that the HAZ does not represent a weak link when its high load ratio fatigue behavior is considered. This confirms the validity of currently used fatigue assessment methods of hydraulic turbine runners.

5.1 Introduction

Hydraulic turbine runners are one of the most critical parts in hydroelectric power plants. Their main role is to convert the kinetic energy of flowing water into mechanical energy, which is then transmitted to the generator that converts it to useful electrical energy. Turbine runners are typically engineered for service lifetimes of 70 years. During service, these components are subjected to important cyclic loads generated from transient operation and complex hydraulic phenomena, such as high frequency pressure fluctuations caused by rotor-stator interactions [102]. These cyclic loads are taken into account in fatigue analyses relying on fracture mechanics concepts. A damage tolerance approach is necessary to account for discontinuities present in

turbine runners. These discontinuities are found in the form of inevitable casting and welding defects from which fatigue cracks can grow. In addition, the runner's blades are often welded to their support with partial penetration T-joints, resulting in an un-welded portion that is treated as a crack-like defect. In these regards, the main purposes of the fatigue analyses are to establish the maximum allowable defect size, within detection limits, as well as to size the un-welded ligament of the partial penetration joints. These analyses rely on experimentally determined parameters such as the fatigue crack growth threshold and the Paris relation constants. These parameters are well known for materials typically used to manufacture turbine runners such as martensitic stainless steel CA6NM [14, 103]. However, experience has shown that fatigue cracks can grow through and along weld heat affected zones (HAZ) having a heterogeneous microstructure and a gradient of mechanical and fatigue properties. Numerous studies on different materials have demonstrated that the fatigue crack growth behavior of heat affected zones can differ from that of the base metal [39, 41, 104], but such investigations are sparse for CA6NM welds [45]. Moreover, welded hydraulic turbine runners always undergo a post-weld heat treatment, which is a mandatory manufacturing step as it softens the hard and brittle as-welded constituents, proven to deteriorate the weld fracture toughness [81]. This heat treatment also relieves the residual stresses known to form in the vicinity of CA6NM welds [29, 31, 32] and that can have a significant impact on the HAZ resistance to fatigue crack growth. By considering all these important factors, this study aims to characterize the fatigue crack growth behavior of the heat affected zone that develops in CA6NM and 410NiMo welds with and without heat treatment and determine if this region represents a weak link in turbine runners.

To reach these objectives, fatigue crack growth tests in aqueous environment were realized in order to establish the fatigue threshold and Paris relation constants at load ratios of $R = 0.1$ and $R = 0.7$. As-welded and post-weld heat treated specimens were tested in order to study the effect of post-weld heat treatment on the HAZ fatigue crack growth resistance. The results are analyzed in terms of residual stresses relief and closure mechanisms. A discussion on the weld strength mismatch is also provided to explain the observed gradual crack deviation from the HAZ to the base metal.

5.2 Experimental procedures

5.2.1 Materials and specimen preparation

The materials used in this study are martensitic stainless steel alloy CA6NM and filler metal of matching chemical composition 410NiMo. A fully automated flux-cored arc welding (FCAW) process was used to deposit a 40 mm thick layer of filler metal (FM) on the surface of a 50 mm thick rectangular base metal (BM) CA6NM plate (Figure 5.1a). The chemical composition of the CA6NM alloy used can be found in Table 5.1. The mechanical properties of the CA6NM alloy used [14] along with typical values for 410NiMo [105] are shown in Table 5.2. The welded plate was cut lengthwise in two equal parts (Figure 5.1a), one of which was subjected to a 600°C post-weld heat treatment (PWHT) for two hours, then air cooled down to room temperature.

5.2.2 Microhardness measurements

Vickers microhardness profiles were performed across the HAZ, starting in the filler metal and ending in the base metal. The measurements were taken perpendicularly to the welding direction on as-welded and heat treated specimens. The microhardness was measured at every 100 μm on a length of 12 mm. For each measurement, a force of 100 gf was applied for 15 seconds. These measurements were useful to estimate the size of the HAZ, which is confined between the fusion line and base metal.

Table 5.1 Chemical composition of BM CA6NM (weight %) [14].

Material	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo
CA6NM	0.02	0.66	0.59	0.008	0.031	13.04	4.07	0.53

Table 5.2 Mechanical properties of BM CA6NM and FM 410NiMo.

Material	Yield strength	Tensile strength	Young's Modulus	Elongation
CA6NM [14]	763 MPa	837 MPa	206 GPa	27.0 %
410NiMo [105]	849 MPa	925 MPa	-	-

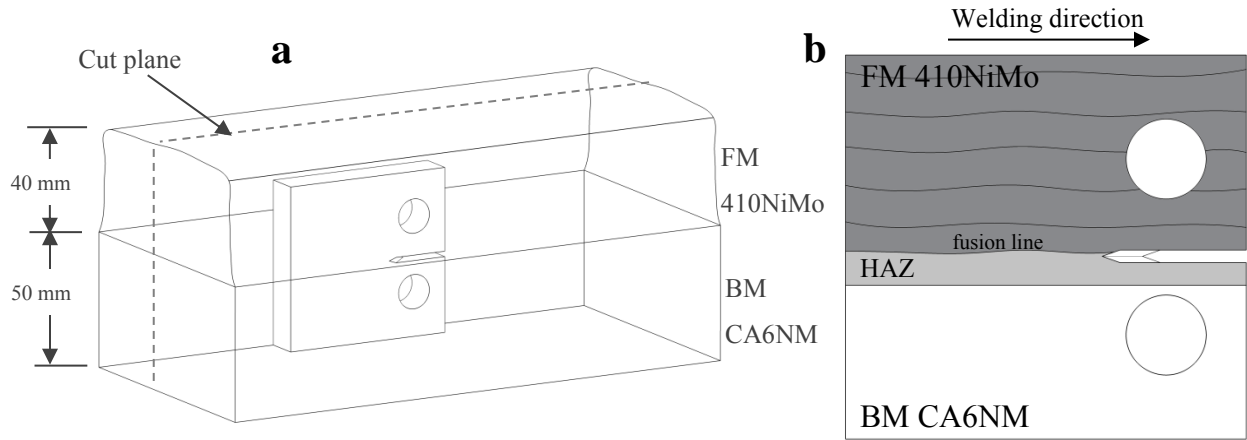


Figure 5.1 a) Fatigue specimen sampling layout from welded plates. b) Fatigue specimen showing the notch location in the HAZ.

5.2.3 Fatigue crack growth rate testing

As-welded (AW) and heat treated (HT) compact tension (CT) specimens were machined from the welded plates to a width of $W = 50.8$ mm and a thickness of $B = 12.7$ mm in accordance with ASTM E647 [49]. The starter notch was positioned in the heat affected zone (HAZ), parallel to the welding direction and close to the fusion line, as shown in Fig. 1b. Fatigue crack growth tests were realized as per standard ASTM E647 under load control with a 100 kN servo-hydraulic machine and an automated custom program. Load ratios of $R = 0.1$ and $R = 0.7$ and a constant frequency of 20 Hz were used. During the tests, the crack was immersed in room temperature synthesized water simulating waters from Outardes River, which drives three major hydroelectric power plants in the province of Quebec, Canada. The mineral composition of the water used can be found in [84]. A K -decreasing procedure as per standard ASTM E647 was applied to reach the threshold stress intensity factor range (ΔK_{th}), which was established for growth rates close to 10^{-8} mm/cycle. This was followed by a K -increasing procedure up to a stress intensity factor range (ΔK) that corresponded to a crack length of 40 mm ($0.8W$). Crack length was monitored using the compliance method as per standard ASTM E647 with a crack mouth clip gauge. Optical measurements on both sides of the crack were periodically performed to calibrate and validate the compliance method. The linear portion of the fatigue crack growth curves obtained were fitted with a Paris' type relationship, $da/dN = C(\Delta K)^m$, where da/dN is the growth rate in mm/cycle and C and m are material specific constants to be determined from the experimental data. Crack closure was assessed with crack opening displacement and load data. A 2 % compliance offset

criterion was used to determine the stress intensity factor at closure (K_{cl}), as suggested in standard AS E647. This allowed for the determination of the effective stress intensity factor range defined as $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl}$, where K_{max} is the maximum applied stress intensity factor.

5.3 Results

5.3.1 Microhardness

Figure 5.2a and b respectively show the Vickers microhardness profiles obtained for the as-welded and heat treated conditions. The PWHT significantly reduced the hardness of the filler metal from a mean microhardness of 365 HV to 320 HV. However, the microhardness of the base metal was not affected by PWHT and maintained a mean microhardness of 290 HV. Figure 5.2 shows that for both as-welded and heat treated conditions, the HAZ was a transition region in which the microhardness decreased, starting from the fusion line, over a distance of approximately 4.5 mm.

It is worth mentioning that, just before reaching the microhardness lowest plateau characterizing the base metal, a slightly softer region was identified and considered within the HAZ. This softening can be attributed to the decomposition of martensite in stable austenite during welding [29].

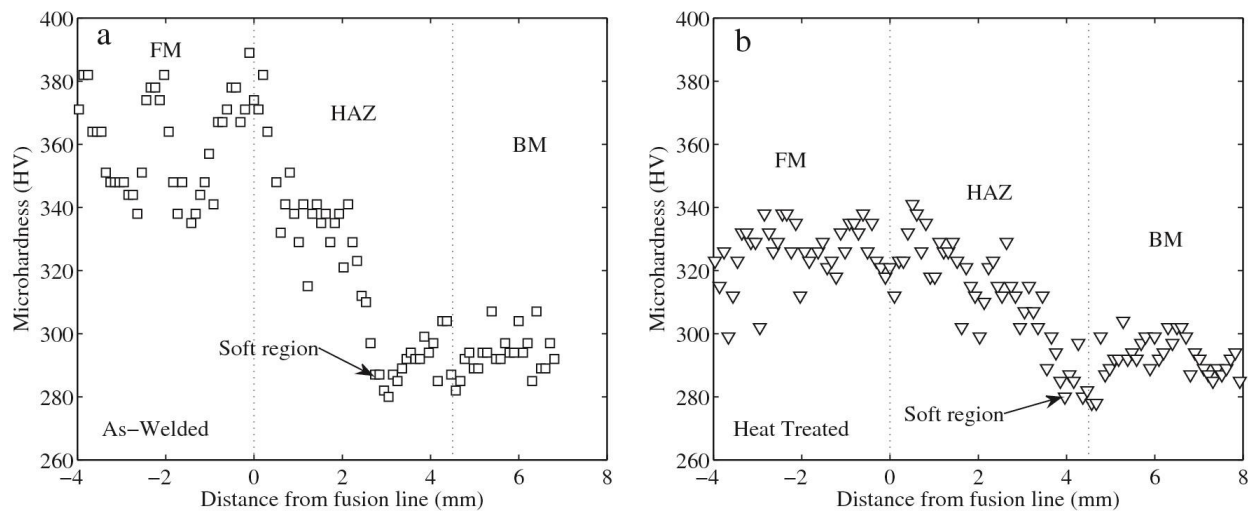


Figure 5.2 Vickers microhardness profiles measured across the HAZ, from the FM to the BM in the a) as-welded condition and b) heat treated condition.

5.3.2 Fatigue testing results

5.3.2.1 Fatigue behavior of the as-welded HAZ

Figure 5.3a shows the fatigue crack growth rates da/dN against ΔK for the as-welded HAZ tested at $R = 0.1$ and 0.7 . Results show similar fatigue crack growth rates for both load ratios up to a ΔK value of $5.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. However, for ΔK values above $5.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, the growth rates measured at $R = 0.1$ are lower than those measured at $R = 0.7$ and the growth rates differences increase with ΔK . The closure stress intensity factor was also determined and is reported on a graph of K_{cl}/K_{max} against ΔK in Figure 5.3b. Comparing the closure evolution at $R = 0.7$ and $R = 0.1$ reveals that while the crack is fully open ($K_{cl}/K_{max} = 0$) at $R = 0.7$ for all ΔK , the specimen tested at $R = 0.1$ is subjected to closure for ΔK values above $5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. The occurrence of closure in the specimen tested at $R = 0.1$ correlates with the lower crack growth rates measured, when comparing with the crack growth rates obtained at $R = 0.7$ without closure.

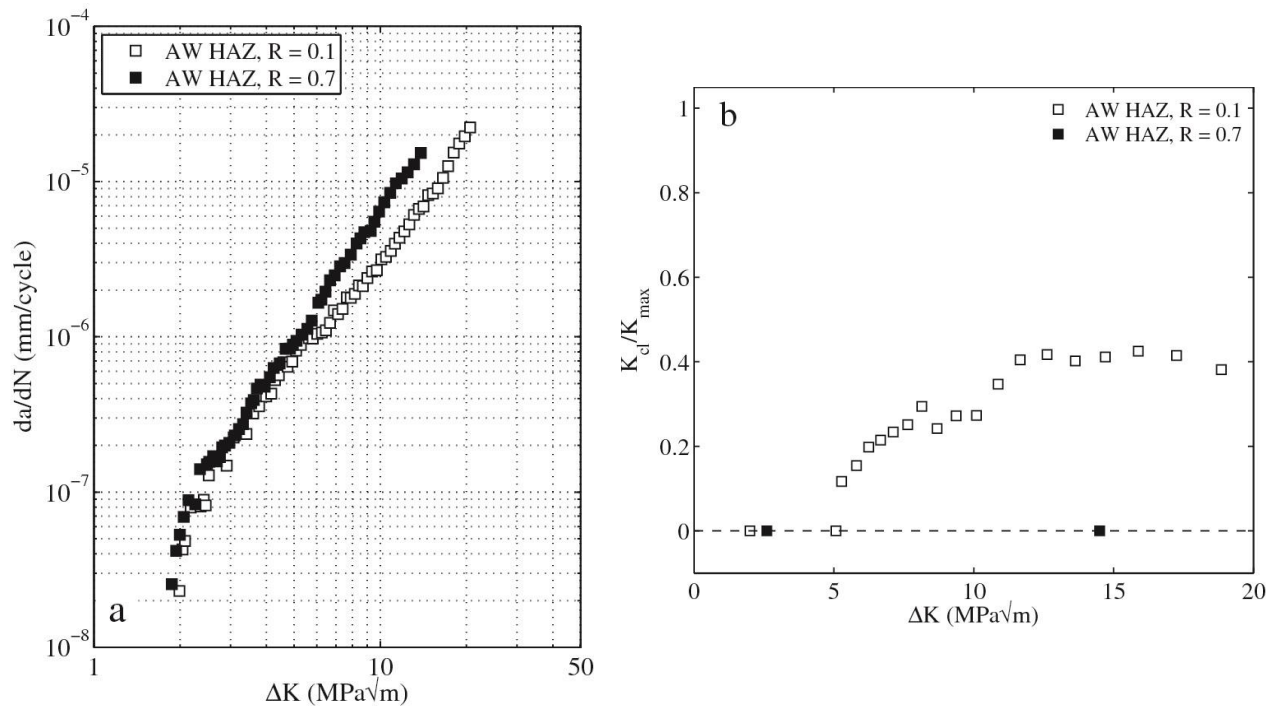


Figure 5.3 Fatigue testing results obtained in the as-welded HAZ. a) Growth rates and b) closure level (K_{cl}/K_{max}) against ΔK for $R = 0.1$ and $R = 0.7$.

In ductile materials, such as stainless steel, a certain amount of plasticity-induced crack closure is expected, especially at low load ratios like $R = 0.1$ and at low ΔK , in the threshold regime [83]. Roughness and oxide-induced crack closure can also be significant for steels [23, 26]. On the other hand, at high load ratios and/or high ΔK , closure usually becomes less significant as crack tip opening displacements increase. The results obtained with the specimen tested at $R = 0.1$ in the near threshold regime contradicts this typical behavior because the crack was closure free at ΔK values below $5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ but closure developed at higher ΔK values. The absence of closure during fatigue crack growth testing of steel welds at low R values was previously observed and explained by the presence of tensile residual stresses [39]. This explanation can be applied to our as-welded specimens since crack tip tensile residual stresses of 250 MPa were measured in a previous study for specimens produced from the same welded plate [84]. It was also shown in [84] that crack growth caused the relaxation of the crack tip tensile residual stresses (30 % reduction for a 10 mm crack extension), which would explain the fact that closure becomes significant as the crack grows and ΔK increases. Moreover, a significant amount of retained austenite was previously reported in the HAZ [84] and the strain-induced transformation of austenite into martensite at the tip of a growing fatigue crack in CA6NM was demonstrated in [30]. This transformation-induced plasticity (TRIP) is known to accentuate crack closure with increasing ΔK , where greater cyclic plastic zone sizes result in a greater amount of austenite transforming into martensite. The TRIP effect could have contributed to the increasing closure level with increasing ΔK . Additional work is however needed to clearly characterize the influence of the TRIP effect on the fatigue crack growth resistance of CA6NM welds HAZ.

5.3.2.2 Fatigue behavior of the heat treated HAZ

Figure 5.4a shows the fatigue crack growth rates against ΔK for the heat treated HAZ tested at $R = 0.1$ and $R = 0.7$. Figure 5.4b shows the closure level evolution in the form of K_{cl}/K_{max} against ΔK . A load ratio effect can be clearly observed as the growth rates are significantly lower at $R = 0.1$ than at $R = 0.7$ for all ΔK values. This behavior can be correlated with the significant closure levels measured at $R = 0.1$ and the corresponding absence of closure at $R = 0.7$. The K_{cl}/K_{max} ratio at $R = 0.1$ decreases gradually with increasing values of ΔK , which is an expected behavior.

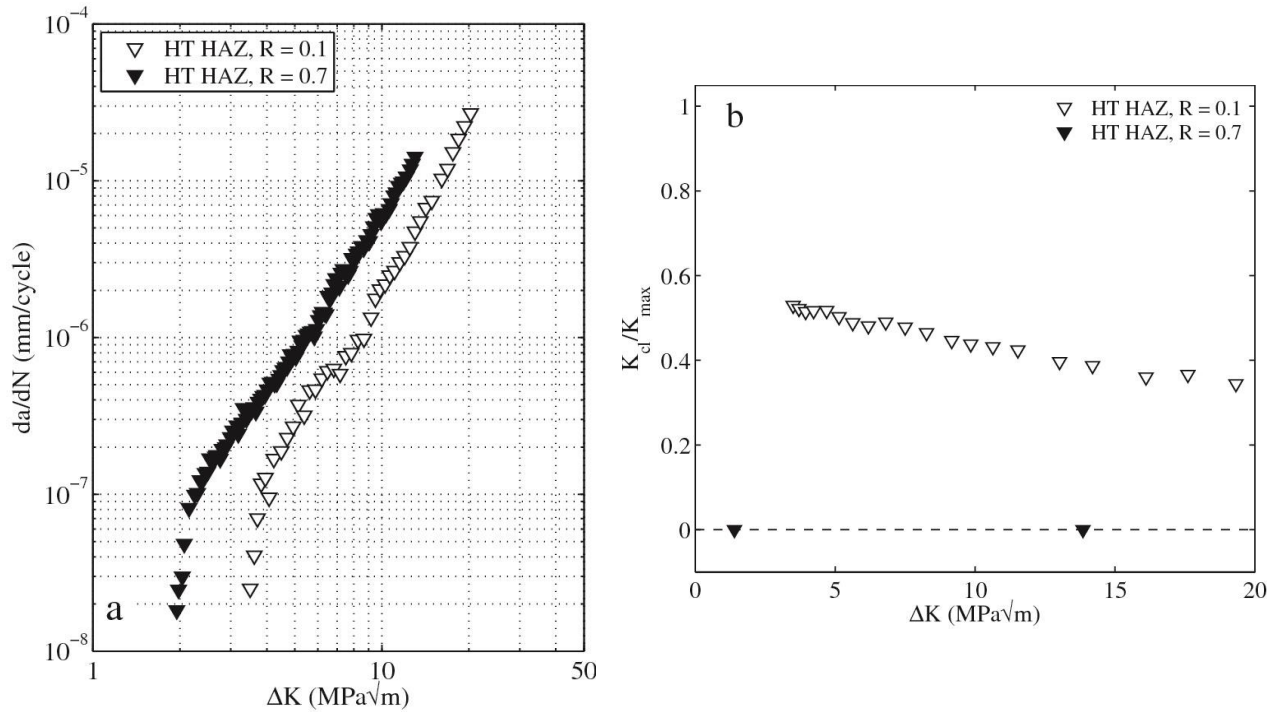


Figure 5.4 Fatigue testing results obtained in the heat treated HAZ. a) Growth rates and b) closure level (K_{cl}/K_{max}) against ΔK for $R = 0.1$ and $R = 0.7$.

5.3.2.3 Fatigue behavior of the HAZ with respect to the base metal

Figure 5.5 shows the growth rates against ΔK for both as-welded and heat treated HAZ, and both load ratios. The fatigue crack growth curves of the base metal, which were obtained in [14, 103] for the same base metal and experimental parameters, are presented for $R = 0.1$ and $R = 0.7$ as lines.

Behavior at $R = 0.7$

It can be seen from the black filled symbols that the growth rates measured in the as-welded and heat treated HAZ at $R = 0.7$ are similar and comparable to the $R = 0.7$ base metal characteristic curve. In the near threshold regime, the HAZ is characterized by slightly higher crack growth rates than the base metal. In a previous study, higher growth rates were measured at constant ΔK of 8 MPa $\cdot m^{1/2}$ and 20 MPa $\cdot m^{1/2}$ when comparing the HAZ to the base metal for a fully open crack [84]. As was explained and modeled, the finer martensitic microstructure of the HAZ led to a less tortuous crack path than in the base metal, which reduced toughening by local mixed modes of crack advance. Furthermore, the growth rate difference between the HAZ and base metal

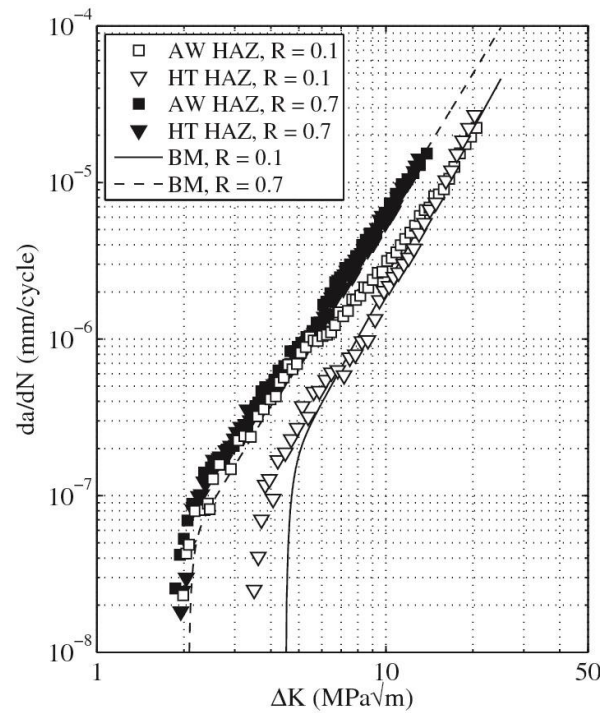


Figure 5.5 Growth rates against ΔK at $R = 0.1$ and 0.7 along with the base metal $R = 0.1$ and $R = 0.7$ curves.

vanishes at higher ΔK . This could be explained by the fact that significant macroscopic crack deviation was observed throughout the tests, where the crack deviated away from the nominal crack growth plane towards the base metal side. This behavior and its effect on the measured growth rates are further discussed in section 5.4.2.

Behavior at $R = 0.1$

At $R = 0.1$, the heat treated HAZ (empty inverted triangles) shows a fatigue behavior typical of the base metal behavior at $R = 0.1$. This is correlated with the significant crack closure measured in this specimen (Figure 5.4b). On the other hand, the crack growth rates measured in the as-welded HAZ (empty squares) at low ΔK values are comparable to the base metal behavior tested at $R = 0.7$. This behavior correlates with the absence of closure previously reported for this specimen for ΔK values below $5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (Figure 5.3b).

In the near threshold regime of the heat treated HAZ, higher growth rates and a lower threshold are found, when compared with the base metal $R = 0.1$ behavior. This may be explained by the microstructural effects reported in [84]. At low load ratios, like $R = 0.1$, a less tortuous crack path can lead to a reduced contribution of roughness-induced crack closure. However, this behavior is in contradiction with the fact that the heat treated HAZ shows a behavior comparable

Table 5.3 Fatigue threshold and Paris law constants for AW and HT HAZ tested at $R = 0.1$ and $R = 0.7$.

	$R = 0.1$		$R = 0.7$		
	AW		HT	AW	HT
	Before transition	After transition			
ΔK_{th} (MPa·m ^½)		1.99	3.51	1.87	1.95
C	7.80·10 ⁻⁹	1.67·10 ⁻⁹	1.08·10 ⁻⁹	1.08·10 ⁻⁸	1.04·10 ⁻⁸
m	2.87	3.14	3.33	2.78	2.74

to the $R = 0.1$ characteristic curve of the base metal for higher ΔK values. The gradual crack deviation towards the base metal, which was also observed in the specimens tested at $R = 0.1$, might offer an explanation and is further discussed in section 5.4.2.

As for the as-welded specimen, whereas the measured growth rates are similar to the $R = 0.7$ characteristic base metal curve at low ΔK values, the growth rates gradually merge towards the $R = 0.1$ base metal curve for ΔK values higher than 5.0 MPa·m^{1/2}. Considering that significant residual stresses are present in the as-welded state, this behavior is in agreement with the residual stresses and crack closure evolution as explained in section 5.3.2.1. When tensile residual stresses act to fully open the crack, the specimen adopts a crack growth behavior comparable to the base metal tested at $R = 0.7$. On the other hand, when closure is fully developed following the residual stress relief with crack advance, the crack growth behavior is closer to the $R = 0.1$ base metal curve.

The results discussed are summarized in Table 5.3 where ΔK_{th} values and Paris relation constants are reported for every test. For the as-welded HAZ tested at $R = 0.1$, two distinct relations are proposed to account for the closure transition previously discussed; one for ΔK values below 5 MPa·m^{1/2} and a second for ΔK values above 14 MPa·m^{1/2}. It can be seen that, before the transition, the slope m correlates with the slopes obtained at $R = 0.7$, while after the transition, the slope is increased and is comparable to the slope obtained at $R = 0.1$ in the heat treated HAZ.

5.4 Discussion

5.4.1 Effect of PWHT on HAZ fatigue behavior

In Figure 5.6, the growth rates obtained from the fatigue tests were plotted against the effective stress intensity factor range (ΔK_{eff}) to isolate the effect of crack closure. It can be seen that the

results obtained for all specimens fall onto a single curve, meaning that in a closure free situation, the load ratio and the PWHT do not significantly affect the crack growth resistance of CA6NM weld HAZ.

At $R = 0.1$, the closure measurements showed that the crack was fully open in the as-welded HAZ at low ΔK ($\Delta K = \Delta K_{eff}$), which has been attributed to crack tip tensile residual stresses. This suggests that the PWHT is beneficial to the crack growth resistance only in particular conditions for which tensile residual stresses prevent crack closure. With reduced residual stresses after PWHT, the crack is allowed to close when growing at low R values such as $R = 0.1$. Similar behavior has been observed in many steel welds, including in the fusion zone of a CA6NM weld [39, 45].

As for the results obtained at $R = 0.7$, Figure 5.6 shows that the fatigue crack growth driving force, ΔK_{eff} , was equal to the applied ΔK for both as-welded and heat treated specimens. For high load ratios such as $R = 0.7$, fatigue cracks are typically fully open even in the absence of tensile residual stresses [106]. Therefore, the effect of PWHT is negligible at $R = 0.7$.

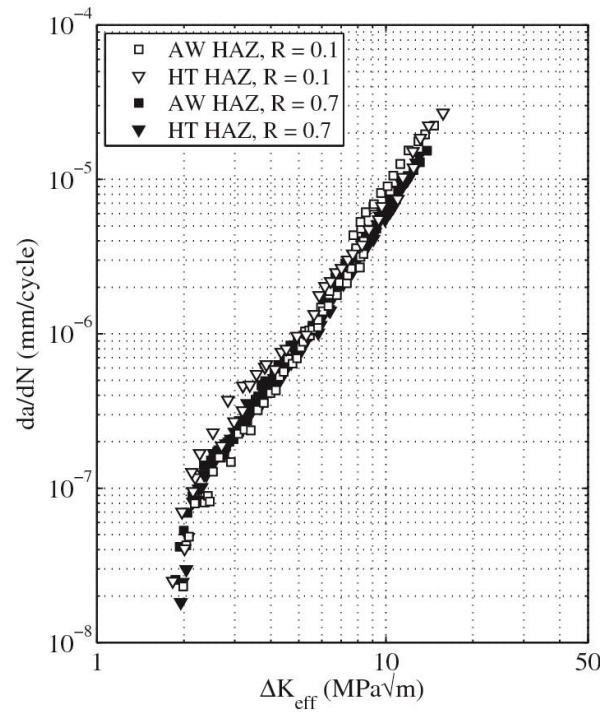


Figure 5.6 Fatigue crack growth rates against ΔK_{eff} for as-welded and heat treated HAZ tested at $R = 0.1$ and 0.7 .

5.4.2 Effect of macroscopic crack path deviation on crack growth characterization

Despite the fact that considerable efforts were deployed to ensure that the fatigue crack would grow in the HAZ, gradual crack deviation of the order of 80 $\mu\text{m}/\text{mm}$ towards the base metal was observed in the as-welded and heat treated HAZ tested at both load ratios. This crack deviation might have affected the measured growth rates since it was proven experimentally in [84] that the HAZ crack growth resistance varies from fusion line towards base metal. Figure 5.7 shows the crack growth curves calculated from the experimentally determined parameters of Table 5.3 for the as-welded (solid line) and heat treated (dashed line) HAZ tested at $R = 0.7$, along with the highest growth rates measured in the HAZ at constant ΔK values of 8 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ and 20 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ taken from [84]. This shows that the growth rates measured in this study are lower than the highest growth rates measured in our previous study. This can be attributed to the fact that the crack deviated from HAZ sub-regions of slightly lower resistance to fatigue crack growth towards the base metal, which was identified in [84] as having the highest resistance to crack growth because of its coarser microstructure. This gradual deflection of the crack towards base

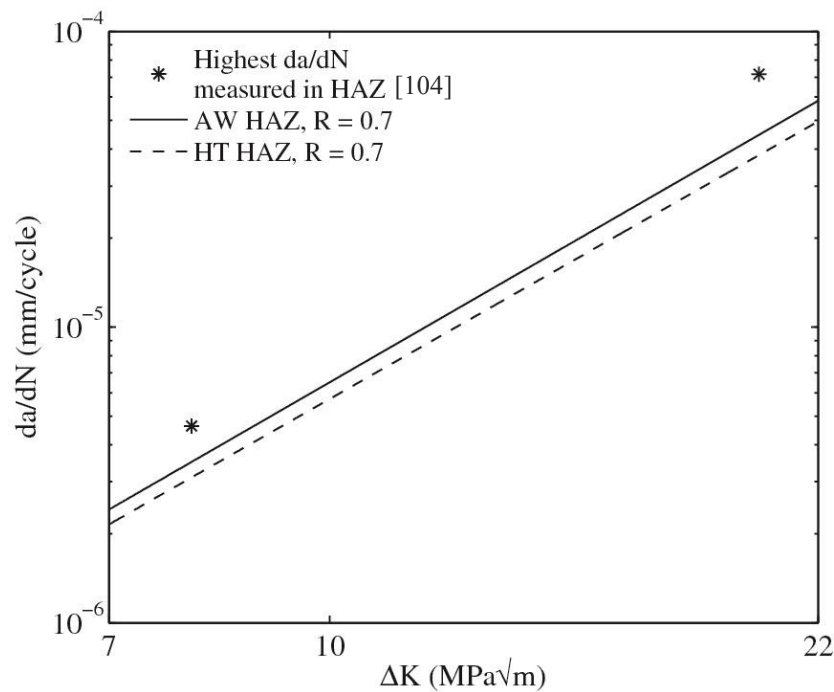


Figure 5.7 Fatigue crack growth rates against ΔK for as-welded and heat treated HAZ tested at $R = 0.7$ along with the highest growth rates measured in the HAZ taken from [84].

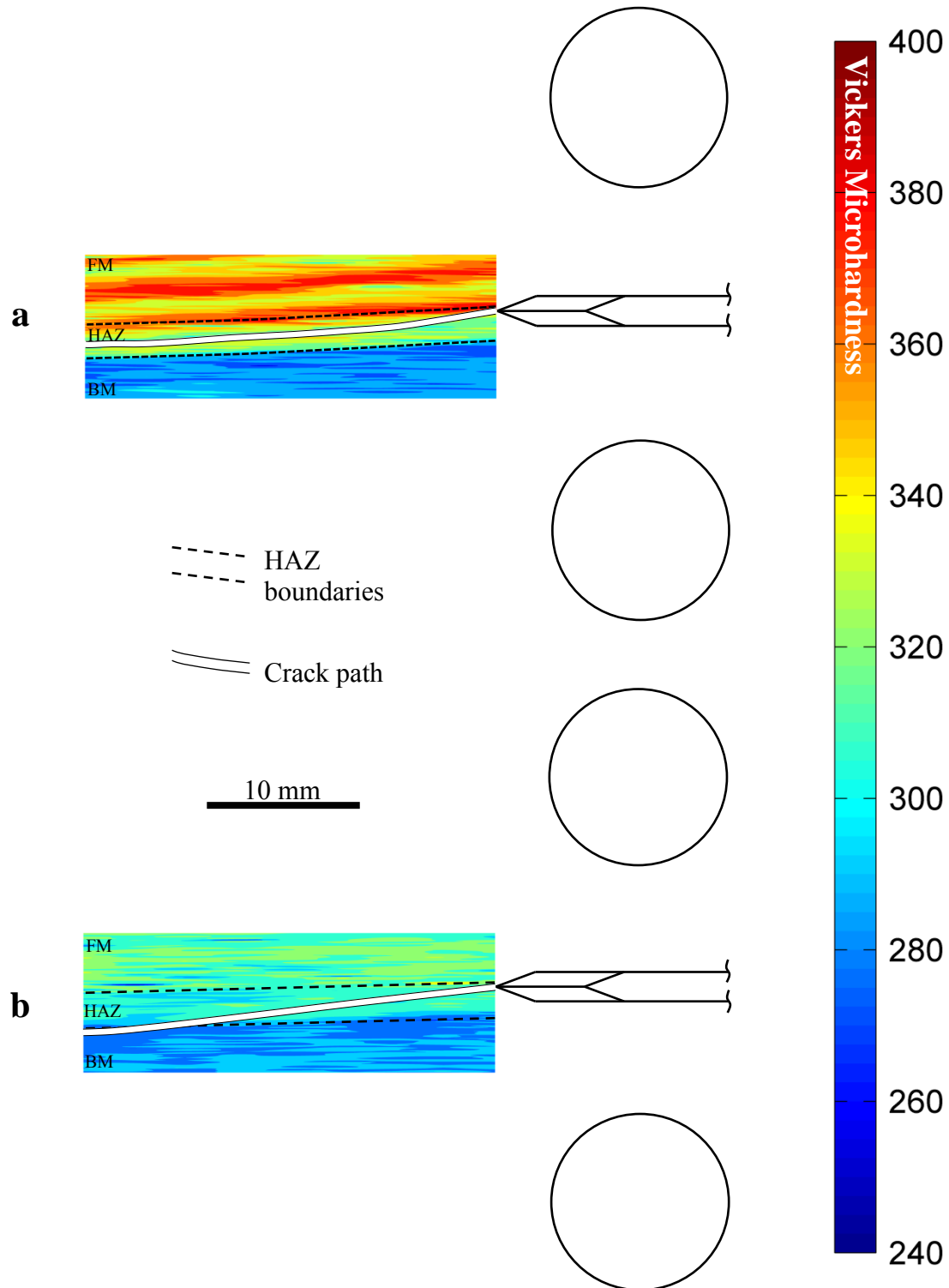


Figure 5.8 Vickers microhardness maps around the crack of a) as-welded and b) heat treated specimens tested at $R = 0.1$ showing the crack receding from hard material and gradually deviating towards soft material.

metal can be explained by considering the yield strength mismatch between the filler metal (849 MPa), the HAZ and the base metal (763 MPa). In yield strength mismatched welds, an asymmetric plastic zone forms which causes crack deviation towards the side of lower yield strength [107, 108]. In order to confirm that the crack did deviate away from the higher yield strength HAZ (hard region) towards the lower yield strength base metal (soft region), post-fatigue testing Vickers microhardness maps were realized on a surface encompassing the fatigue crack of the as-welded and heat treated fatigue specimens tested at $R = 0.1$ (Figure 5.8). For the as-welded HAZ (Figure 5.8a), the crack, initially in a region of approximately 375 HV gradually deviated towards a softer region having a microhardness of approximately 320 HV. Similarly, for the heat treated HAZ (Figure 5.8b), the crack gradually deviated from a high microhardness region of approximately 330 HV towards a lower microhardness region of approximately 290 HV.

These findings show that it is the crack tip asymmetric plasticity that drives the macroscopic crack trajectory in the case of crack tip yield mismatch. On the other hand, it is often extrinsic factors, such as crack closure, that drive the resistance to crack growth. These two phenomena are independent, where the former occurs in the plastic zone ahead of the crack tip, while the latter relates to the contact of fracture surfaces behind the crack tip. Consequently, a fatigue crack can indeed deviate towards a zone of higher resistance to crack growth in the vicinity of mismatched welds. This is the case of the present study, where the crack deviated towards the most fatigue resistant constituent (base metal).

5.5 Conclusion

The objective of this study was to characterize the fatigue crack growth behavior of a CA6NM and 410NiMo weld HAZ, typical of what can be found in hydraulic turbine runners. As-welded and post-weld heat treated specimens were tested at $R = 0.1$ and 0.7 in order to study the effect of load ratio and PWHT on the HAZ resistance to crack growth. From the results, the following conclusions can be drawn:

- The HAZ was found to have a fatigue behavior similar to the base metal when the crack was fully open. This was the case for the as-welded and heat treated HAZ tested at $R = 0.7$ as well as the as-welded HAZ tested at $R = 0.1$ which was subjected to tensile residual stresses at crack tip. On the other hand, the heat treated HAZ tested at $R = 0.1$

was subjected to closure and showed a near threshold crack growth resistance inferior to the base metal $R = 0.1$ fatigue behavior. At higher ΔK , its fatigue behavior was comparable to the base metal.

- When corrected for closure by plotting da/dN against ΔK_{eff} , the fatigue crack growth rates of the as-welded and heat treated HAZ tested at $R = 0.1$ and 0.7 fell onto a single curve. This indicates that load ratio and PWHT affected the measured crack growth rates only by modifying the extent of crack closure. The PWHT was beneficial to the fatigue crack growth resistance of the HAZ tested at $R = 0.1$ by relieving detrimental tensile residual stresses that prevented crack closure. However, since the growth rates were similar before and after PWHT, the PWHT had no effect on the HAZ fatigue behavior for a load ratios of $R = 0.7$, where closure was not significant.
- For all tested specimens, the crack growth plane, initially positioned in the HAZ near the fusion line, deviated towards the base metal. This behavior could be caused by the yield strength mismatch between the filler metal, HAZ and base metal. The crack deviation most probably affected the measurements of the HAZ crack growth behavior, as microstructure (and crack growth resistance) of the tested material evolved with crack length. In this regard, we believe that constant ΔK fatigue tests with the crack growing perpendicular to the weld, such as in [84], constitute a more rigorous method to compare the fatigue behavior of the filler metal, HAZ and base metal of a weld.

Engineers who are responsible for the runner's design base their calculations on a hypothetical scenario where the crack is continuously subjected to tensile residual stresses, which often results in a fully open crack. Our results show that these assumptions can be applied to a crack growing in an as-welded HAZ since tensile residual stresses are significant. In addition, this approach is conservative since residual stresses are normally relieved during post-weld heat treatment and with subsequent crack growth, which allows the crack to close at low load ratios. The results of this study bring additional confidence in currently used fatigue life calculation methods by confirming that the HAZ that develops in turbine runner welds is not a weak link in terms of fatigue crack growth, as long as the high load ratio crack growth behavior (fully open crack) is considered.

Acknowledgements

This work was supported by Alstom Hydro, Hydro-Québec and the Natural Sciences and Engineering Research Council of Canada. The help of technologists Alexandre Lapointe and Carlo Baillargeon from Hydro-Québec, as well as of Bénédict Besner from École Polytechnique de Montréal is gratefully acknowledged.

Chapitre 6 RÉSULTATS SUPPLÉMENTAIRES : EFFET DU TRAITEMENT THERMIQUE POST-SOUDAGE

Cette section présente des résultats supplémentaires concernant l'effet du traitement thermique post-soudage sur le comportement en fatigue-propagation et les contraintes résiduelles. La première partie a fait l'objet d'un article présenté à la conférence *13th International Conference on Fracture* ayant eu lieu du 16 au 21 juin 2013 à Pékin en Chine. Le sujet de cette publication porte sur l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement en fatigue des joints soudés en CA6NM. Pour cette étude, des essais de fatigue-propagation ont été réalisés à ΔK constant sur des éprouvettes telles que soudées et traitées thermiquement. Les éprouvettes ont été usinées avec l'entaille dans le métal d'apport et perpendiculaire à la direction de soudage (Figure 3.5b). La deuxième partie de ce chapitre présente des résultats de mesure des contraintes résiduelles effectuées avec les mêmes paramètres que les mesures réalisés dans le cadre de l'étude du Chapitre 4, mais pour une éprouvette traitée thermiquement sans fissure de fatigue.

6.1 Résultats des essais à ΔK constant sur éprouvettes traitées thermiquement

La Figure 6.1 montre le taux de propagation da/dN en fonction de la longueur de la fissure a pour des valeurs de ΔK constants de $8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ et $20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ pour des éprouvettes telles que soudées (TQS) et traitées thermiquement (TT). En comparant les résultats obtenus pour les éprouvettes TT (Figure 6.1b) aux résultats obtenus pour les éprouvettes TQS (Figure 6.1a), on remarque que les taux de propagation pour un ΔK donné sont inférieurs après traitement thermique post-soudage (TTPS). Par ailleurs, pour les deux valeurs de ΔK testées, le taux de propagation obtenu après TTPS demeure pratiquement constant à travers le métal d'apport (MA), la zone affectée thermiquement (ZAT) et commence à diminuer à environ 9 mm de la ligne de fusion dans le métal de base (MB). Ceci est particulièrement marqué à $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, où une diminution du taux de propagation d'environ 50 % est observée entre 9 et 13 mm de la ligne de fusion. À $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, cette diminution est moins marquée, mais tout de même significative à 20 %. Ce comportement est différent de celui obtenu pour les éprouvettes TQS où, tel qu'expliqué au Chapitre 4, les taux de propagation diminuent dans la ZAT à partir de la ligne de fusion avant de se stabiliser dans le métal de base.

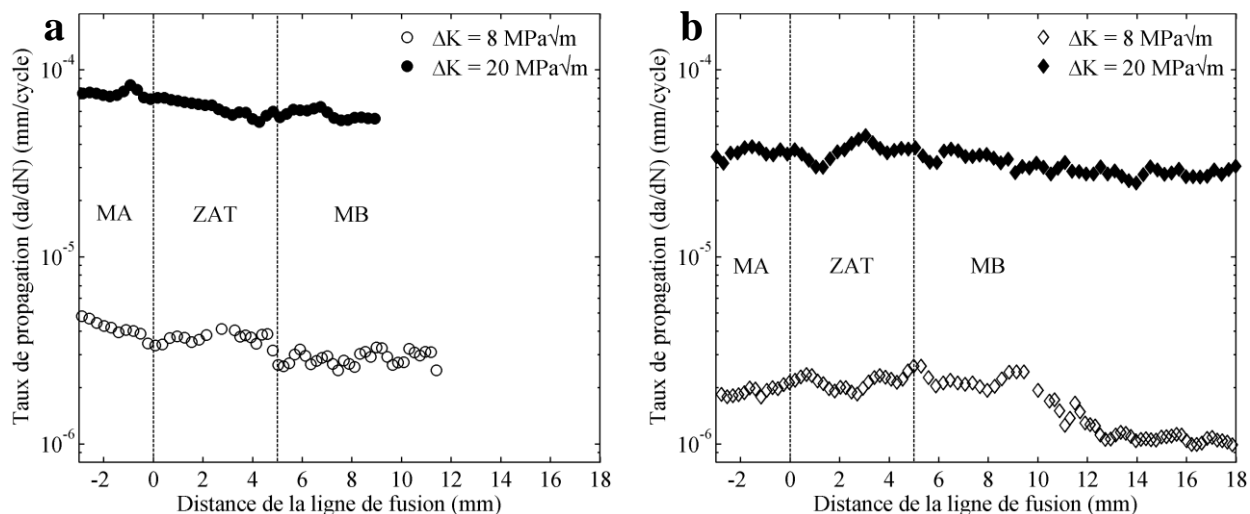


Figure 6.1 Taux de propagation da/dN en fonction de la longueur de la fissure obtenus à ΔK constants à travers le métal d'apport (MA), la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal de base (MB) sur des éprouvettes a) TQS et b) TT.

Le niveau de fermeture a été mesuré lors de ces essais à l'aide de la méthode de la complaisance. La Figure 6.2 montre un graphique de l'écart de la complaisance par rapport à la complaisance à fissure pleinement ouverte calculée selon la méthode de la norme ASTM E647 [49]. Cette forme de présentation de la fermeture a été retenue puisqu'elle met en évidence la déviation causée par la fermeture qui était difficile à localiser sur une courbe de complaisance standard. Deux courbes,

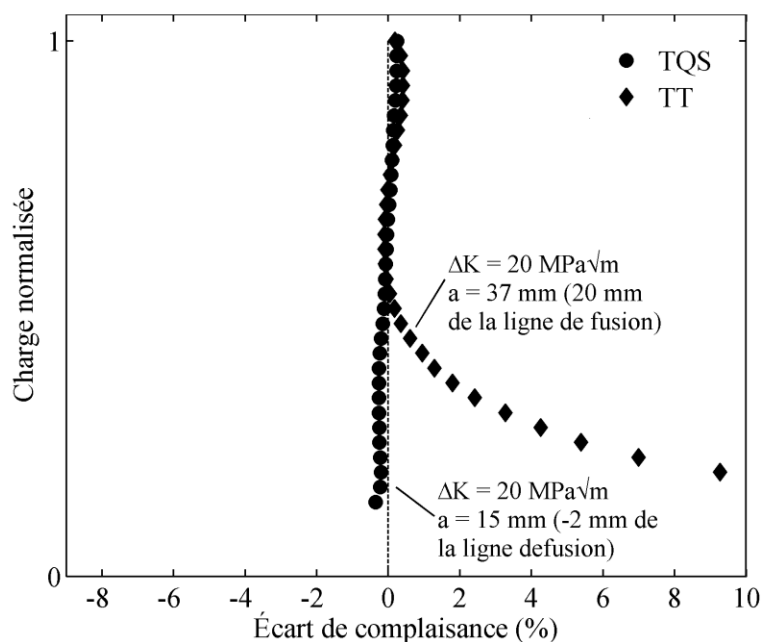


Figure 6.2 Graphique de l'écart de complaisance pour la mesure de la fermeture.

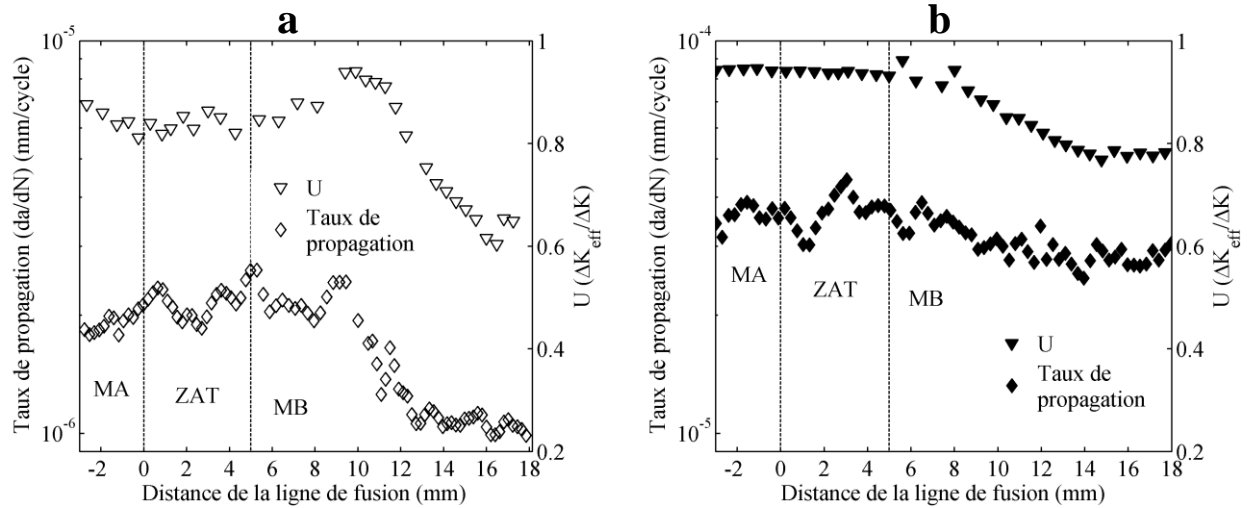


Figure 6.3 Évolution du niveau de fermeture comparé à l'évolution du taux de propagation pour éprouvettes TT testées à a) $\Delta K = 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ et b) $\Delta K = 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

respectivement typiques des éprouvettes TQS (cercles) et TT (losanges) sont montrées. Dans le cas TQS, la courbe obtenue est verticale, ce qui indique que la fissure est restée pleinement ouverte durant tout le cycle de chargement. Ce résultat est une conséquence directe de la courbe de complaisance linéaire montrée au Chapitre 4 (Figure 4.5). En ce qui a trait à la courbe pour la condition TT, le comportement est différent et une déviation par rapport à la complaisance de l'éprouvette est observée. Ceci indique que la fissure commence à se fermer avant que la charge minimale du demi-cycle de déchargement ne soit atteinte.

L'évolution de la fermeture des éprouvettes TT avec l'avancement de la fissure est montrée à la Figure 6.3 en parallèle avec les taux de propagation de la Figure 6.1b. Le niveau de fermeture est présenté sous la forme du rapport efficace de la variation du facteur d'intensité de contrainte $U = \Delta K_{eff}/\Delta K$. On voit bien que, pour les deux valeurs de ΔK , l'évolution du taux de propagation est directement corrélée à l'évolution du niveau de fermeture. La diminution du taux de propagation à partir de 9 mm de la ligne de fusion correspond à une augmentation de la fermeture (diminution du rapport U). Cette augmentation du niveau de la fermeture ne peut être reliée à la microstructure du joint soudé, puisqu'elle est survenue lorsque la fissure était dans le métal de base, loin de la ZAT, et où la microstructure est homogène. Ceci laisse présager que des contraintes résiduelles suffisamment importantes ont pu persister après le TTPS et réduire le niveau de fermeture.

6.2 Contraintes résiduelles dans une éprouvette traitée thermiquement

Des mesures de contraintes résiduelles ont été réalisées sur une éprouvette traitée thermiquement et sans fissure de fatigue afin d'apprécier la capacité du TTPS à réduire les contraintes résiduelles. Ces mesures ont été réalisées selon la même procédure qui a été utilisée pour réaliser les mesures présentées au Chapitre 4. La Figure 6.4 montre les résultats obtenus comparés aux résultats présentés au Chapitre 4 pour l'éprouvette TQS non fissurée (Figure 4.6). Il est clair que le TTPS a contribué à réduire significativement les contraintes résiduelles de tension en bout de fissure (250 MPa à 25 MPa) sans toutefois ne les éliminer complètement. Ce résultat est en accord avec plusieurs résultats obtenus pour des joints soudés en CA6NM [29, 31, 32].

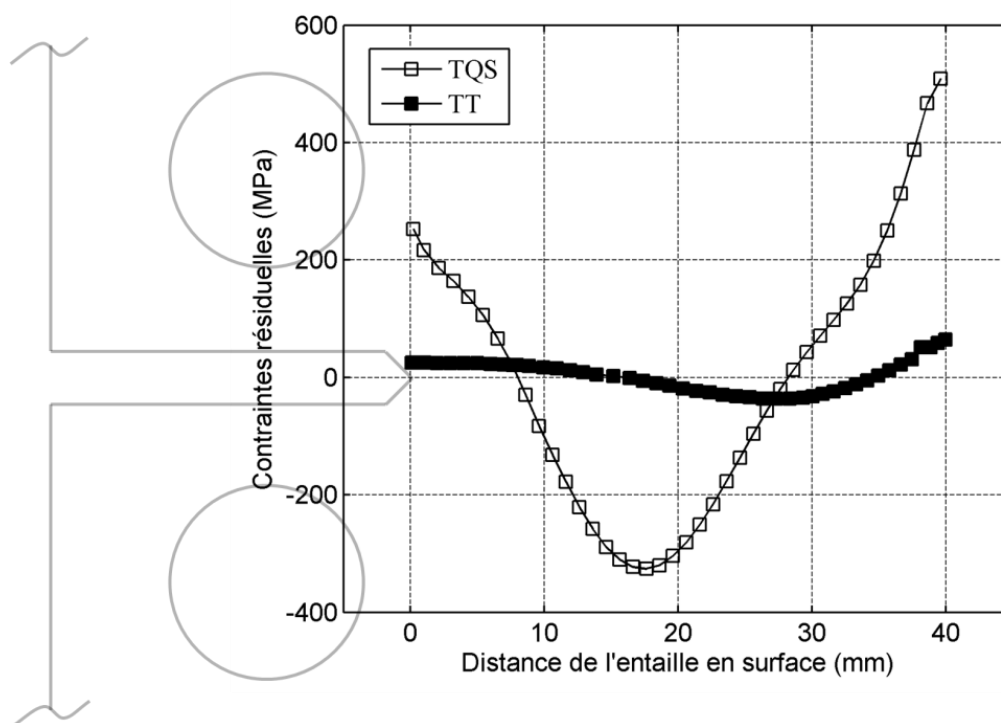


Figure 6.4 Profils initiaux de contraintes résiduelles mesurés dans des éprouvettes TQS et TT non fissurées.

Chapitre 7 DISCUSSION GÉNÉRALE

7.1 Effet des contraintes résiduelles

Ce projet a confirmé un aspect important concernant le comportement en fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement : les contraintes résiduelles induites durant le soudage ont une grande influence. Celles-ci se sont avérées néfastes, puisque des taux de propagation significativement plus élevés ont été mesurés dans des éprouvettes telles que soudées (TQS), en comparaison avec les éprouvettes traitées thermiquement (TT). La résistance à la propagation inférieure des éprouvettes TQS a été liée à des contraintes résiduelles de tension en bout de fissure et qui ont persisté avec l'avancement de la fissure malgré leur redistribution. L'effet néfaste des contraintes résiduelles en tension a été expliqué par leur tendance à maintenir la fissure pleinement ouverte et à empêcher les effets de fermeture d'avoir lieu. Ce résultat n'est pas surprenant puisque l'effet des contraintes résiduelles en tension sur le comportement en fatigue-propagation a été largement étudié pour plusieurs matériaux [39, 75, 76] et les résultats obtenus dans ce projet sont en accord avec la littérature. Ce qui peut toutefois paraître surprenant, est le fait que des contraintes résiduelles en tension se soient retrouvées en bout de fissure dans les deux géométries d'éprouvettes étudiées. Si ce n'est une coïncidence, ceci suggère qu'il y a une plus grande probabilité qu'une fissure de fatigue se développant dans le voisinage des soudures de roues de turbines soit sujette à des contraintes résiduelles de tension, plutôt que des contraintes résiduelles bénéfiques en compression. Il est toutefois important de considérer le fait que les champs de contraintes résiduelles présents dans les éprouvettes ne soient peut-être pas représentatifs des contraintes résiduelles présentes dans les joints soudés des roues. En effet, la géométrie de la soudure utilisée pour la fabrication des éprouvettes a pu mener à un champ de contraintes résiduelles différent de celui qui est engendré dans les joints en T des roues. De plus, l'usinage des éprouvettes a pu mener à une redistribution et une réduction des contraintes résiduelles.

Les contraintes résiduelles mesurées sur une éprouvette TT et présentées à la Figure 6.4 ont confirmé que le traitement thermique post-soudage (TTPS) réduit significativement les contraintes résiduelles dans les joints soudés en CA6NM, tel que démontré par

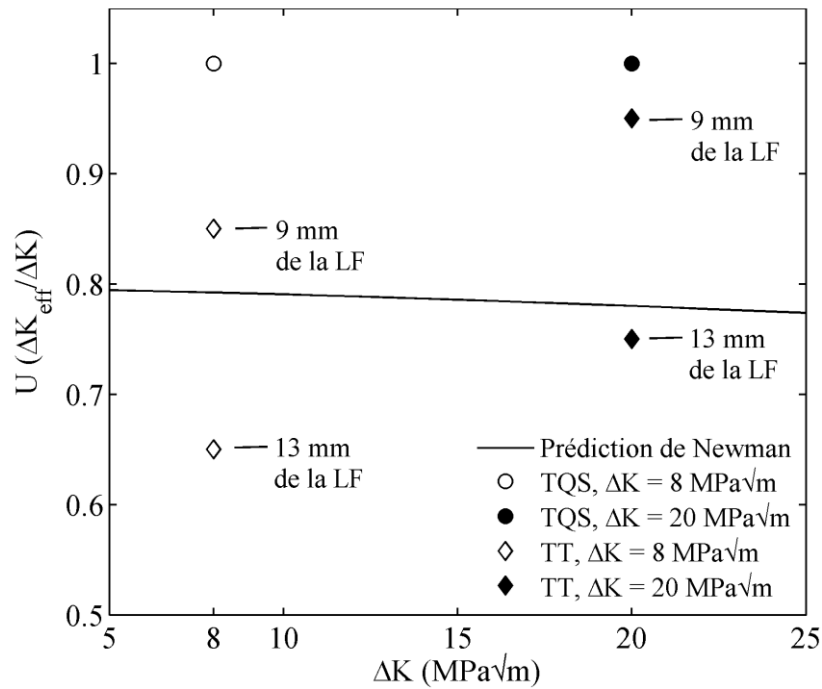


Figure 7.1 Niveaux de fermeture expérimentaux et prédits à partir du modèle de Newman présentés comme le rapport U en fonction du ΔK . Résultats obtenus des essais à ΔK constant.

plusieurs [29, 31, 32]. Dans cette figure, il est clair que les contraintes résiduelles en tension en bout de fissure sont nettement réduites après TTPS. Néanmoins, le raisonnement suivant démontre que malgré les faibles contraintes résiduelles mesurées en bout de fissure de l'éprouvette TT, celles-ci ont quand même eu un impact significatif sur le comportement en fatigue-propagation. Le graphique de la Figure 7.1 montre des valeurs du rapport de la variation du facteur d'intensité de contrainte effectif U déterminées expérimentalement lors des essais à ΔK constant pour les deux valeurs de ΔK testées. La courbe solide représente des valeurs du rapport U calculées par le modèle de Newman pour la fermeture induite par la plasticité [109, 110]. Cette courbe a été obtenue suivant le développement de Kim et Lee [111]. Le modèle permet de calculer la contrainte de fermeture associée uniquement à la fermeture induite par la plasticité $\sigma_{f,p}$ à l'aide de l'équation :

$$\frac{\sigma_{f,p}}{\sigma_{max}} = A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 \quad (6.1)$$

où R est le rapport de charge et les A_i sont donnés par :

$$A_0 = (0.825 - 0.34\alpha_g + 0.05\alpha_g^2) \left[\cos \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \right) \right]^{1/\alpha_g} \quad (6.1a)$$

$$A_1 = (0.415 - 0.071\alpha_g) \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \quad (6.1b)$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \quad (6.1c)$$

$$A_2 = 1 - A_0 + A_1 - A_3 \quad (6.1d)$$

où σ_{max} est la contrainte maximale appliquée et σ_0 est la moyenne entre la limite d'élasticité et la contrainte ultime du CA6NM (800 MPa). Le facteur α_g est le facteur de restriction globale et représente une mesure du niveau de plasticité dans la zone plastique d'une fissure. Ce facteur est défini par :

$$\alpha_g = 1.15 + \beta e^{-\gamma K_n^{1.5}} \quad (6.1e)$$

où β et γ sont des paramètres d'ajustement ayant été déterminés numériquement pour diverses géométries d'éprouvettes. Ceux-ci n'étaient pas disponibles pour l'éprouvette CT, mais les paramètres ont été choisis pour la géométrie menant à la contrainte de fermeture la plus faible, ce qui représente le pire cas pour notre analyse. Le paramètre K_n de l'éq. 6.1e est donné par :

$$K_n = \frac{K_{max}}{\sigma_0 \sqrt{B}} \quad (6.1f)$$

où K_{max} est le facteur d'intensité de contrainte maximal appliqué et B est la largeur l'éprouvette. À partir de ces équations, le rapport U ne tenant compte que de la fermeture induite par la plasticité a pu être obtenu de la manière suivante :

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} = \frac{K_{max} - K_f}{K_{max} - K_{min}} = \frac{1 - K_f/K_{max}}{1 - R} = \frac{1 - \sigma_{f,p}/\sigma_{max}}{1 - R} \quad (6.2)$$

La courbe du graphique de la Figure 7.1 calculée à l'aide de ce modèle peut être considérée comme une limite supérieure pour les matériaux ductiles et libres de contraintes résiduelles. Ceci est basé sur l'hypothèse que tout matériau ductile est minimalement soumis à la fermeture induite par la plasticité. Tout point expérimental du rapport U se retrouvant au-dessus de cette courbe indique donc la présence d'un mécanisme d'ouverture de la fissure, qui a été identifié dans cette

étude comme étant les contraintes résiduelles de tension en bout de fissure. La Figure 7.1 montre que le rapport U pour les éprouvettes TQS (cercles) est égal à l'unité pour les deux valeurs de ΔK testées et est au-dessus de la limite supérieure prédite par Newman. On voit aussi que, juste avant la diminution du taux de propagation mesurée à 9 mm de la ligne de fusion dans les éprouvettes TT, le rapport U (losanges) est toujours plus grand que la limite supérieure prédite par Newman mais inférieur à l'unité. Ceci indique que les contraintes résiduelles de tension en bout de fissure, malgré le fait qu'elles aient été grandement réduites lors du TTPS (Figure 6.4), ont continué d'agir comme mécanisme d'ouverture partielle de la fissure. À partir de 9 mm de la ligne de fusion, l'augmentation marquée du niveau de fermeture (Figure 6.3) a été associée à la relaxation suffisante des contraintes résiduelles avec l'avancement de la fissure pour permettre aux phénomènes de fermeture usuels d'avoir lieu. Ceci est illustré à la Figure 7.1 par les valeurs de U déterminées à 13 mm de la ligne de fusion qui sont en dessous de la limite supérieure prédite par Newman. Ces résultats sont très importants puisqu'ils indiquent que les contraintes résiduelles, même lorsqu'elles sont très faibles, peuvent influencer le comportement en fatigue-propagation sur une distance de propagation importante. Un contrôle optimal des contraintes résiduelles induites lors du soudage est donc d'une grande importance pour la tenue en fatigue adéquate des roues de turbines.

En somme, l'influence néfaste des contraintes résiduelles en tension sur la propagation des fissures dans les joints soudés en CA6NM a clairement été démontrée dans cette étude. Toutefois, dans les roues, il est difficile de prédire la nature des contraintes résiduelles agissant sur une fissure qui peut se propager suivant une trajectoire complexe. À cet égard, un effort important de modélisation thermo-mécanique permettrait l'obtention du champ de contraintes résiduelles complet induit lors du soudage et suivant le traitement thermique post-soudage des roues. Ainsi, l'intégration des contraintes résiduelles calculées dans les modèles de propagation de fissure permettrait une évaluation précise de leur influence sur la propagation des fissures de fatigue dans les roues.

7.2 Effet de la microstructure

Les résultats et analyses présentés dans les chapitres 4 et 5 l'ont démontré : la microstructure différente de la zone affectée thermiquement, comparée au métal de base, influence sa résistance à la propagation. Ceci a été expliqué par le fait que sa microstructure martensitique plus fine a

conduit à une trajectoire moins tortueuse, ce qui a résulté en une contribution réduite de l'avancement par modes mixtes locaux et de la fermeture induite par la rugosité. Les résultats ont aussi montré qu'aux valeurs de ΔK essayées, c'est le métal d'apport qui possède la résistance à la propagation à la plus faible à fissure pleinement ouverte. Ceci a été attribué au développement d'une trajectoire de fissure très linéaire dans ce matériau. Cette observation permet d'appuyer l'hypothèse selon laquelle la zone affectée thermiquement n'est pas la zone la plus critique des joints soudés des roues en termes de résistance intrinsèque à la propagation.

D'autant plus, les résultats obtenus dans le chapitre 5 ont permis de conclure que la tortuosité de la trajectoire de la fissure influence davantage la résistance à la propagation de la zone affectée thermiquement lorsque la fissure est sujette à la fermeture, comparée à lorsque celle-ci est pleinement ouverte (rapport de charge élevé ou contraintes résiduelles de tension). Cette conclusion provient du fait que le seuil de propagation mesuré dans la zone affectée thermiquement lorsque la fissure était pleinement ouverte (essais réalisés à $R = 0.7$ et à $R = 0.1$ dans la condition TQS) n'était que légèrement plus faible que le seuil du métal de base pour $R = 0.7$. En revanche, le seuil mesuré avec fermeture active ($R = 0.1$ dans la condition TT) était significativement plus faible lorsque comparé au seuil du métal de base pour $R = 0.1$. Les modèles géométriques proposés par Suresh qui permettent de calculer la variation efficace du facteur d'intensité de contrainte (ΔK_{eff}) dû à la tortuosité de la trajectoire de la fissure [25] peuvent être utilisés pour renforcer ces observations. Dans un premier cas, l'influence de la tortuosité en termes d'avancement par modes mixtes locaux peut être quantifiée par l'équation suivante:

$$\left(\frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K}\right) = \frac{D \cos^2\left(\frac{\alpha}{2}\right) + S}{D + S} \quad (6.3)$$

où D , S et α sont les paramètres qui caractérisent une bifurcation de fissure idéalisée (Figure 7.2). Dans un second temps, l'influence de la tortuosité en termes de fermeture induite par la rugosité peut être quantifiée par l'équation suivante:

$$\left(\frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K}\right) = 1 - \sqrt{\frac{\chi \tan \alpha}{1 + \chi \tan \alpha}} \quad (6.4)$$

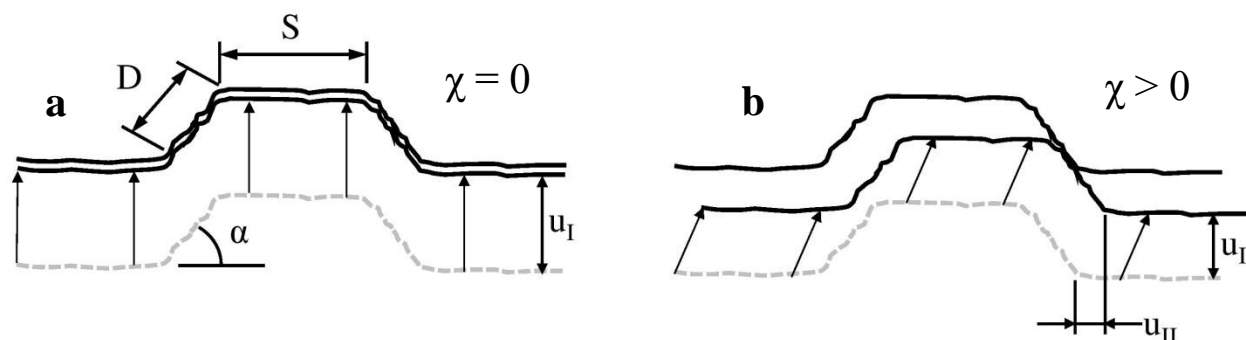


Figure 7.2 Paramètres utilisés dans les modèles géométriques de Suresh et illustration de la fermeture induite par la rugosité pour une bifurcation de fissure idéalisée (adaptée de [25]). a) $\chi = 0$ b) $\chi > 0$.

où χ représente l'ampleur du déplacement en mode II de la fissure et est exprimé par le rapport entre le déplacement en mode II (u_{II}) et en mode I (u_I) (Figure 7.2). Un χ nul signifie que la fissure ne s'ouvre et se ferme qu'en suivant un déplacement en mode I, ce qui fait en sorte que les aspérités se referment parfaitement dans leur vallées associées. En calculant la contribution de chacun des deux phénomènes pour des valeurs typiques des paramètres, le Tableau 7.1 montre que c'est à travers la fermeture induite par la rugosité que la tortuosité de la trajectoire de la fissure contribue le plus à abaisser ΔK_{eff} , même pour une valeur de χ faible. Ceci est en accord avec les résultats expérimentaux obtenus dans cette étude et permet d'affirmer que la zone affectée thermiquement ne représente pas une zone à risque concernant la propagation des fissures de fatigue, du moins lorsque son comportement à fissure pleinement ouverte est considéré. Par ailleurs, il serait intéressant de tirer profit de la tendance observée dans cette étude qu'à la fissure à se propager suivant l'orientation des lattes de martensite (Chapitre 4). En effet, nous savons qu'une structure granulaire grossière est favorable à l'établissement d'une trajectoire très tortueuse, ce qui augmente la contribution de la fermeture induite par la rugosité et de l'avancement par modes mixtes locaux. Diverses études ont démontré qu'un grossissement de grains peut avoir lieu dans la zone affectée thermiquement lors du soudage des aciers inoxydables et mener à une trajectoire de la fissure plus tortueuse dans cette zone [43, 58]. Dans le cas d'une structure martensitique, ce sont plutôt les paquets de martensite qui agissent comme grains effectifs et qui dictent la trajectoire de la fissure. La taille des paquets de martensite est proportionnelle à celle des grains austénitiques dans lesquels ils se forment. Il serait donc intéressant d'étudier les facteurs influençant la taille des grains austénitiques dans la zone affectée thermiquement lors du soudage. La formation d'une structure granulaire austénitique

Tableau 7.1 $\Delta K_{eff}/\Delta K$ calculés selon les modèles de Suresh [25] pour l'avancement par modes mixtes locaux et la fermeture induite par la rugosité.

χ	$\Delta K_{eff}/\Delta K$	
	Modes mixtes locaux (éq. 6.3)	Fermeture induite par la rugosité (éq. 6.4)
0.1	0,93	0,77
0.25	0,93	0,65
0.5	0,93	0,54

grossière dans la zone affectée thermiquement lors du soudage pourrait donc mener à des paquets de martensite grossiers et contribuer à l'établissement d'une trajectoire de fissure tortueuse.

Dans cette étude, un pourcentage de ferrite- δ très faible ($< 1\%$) a été retrouvé dans les zones de la soudure et n'a vraisemblablement eu aucun effet sur leur comportement en fatigue-propagation. Toutefois, il a été démontré qu'une structure composée de ferrite et martensite conduit à des matériaux possédant une excellente résistance à la propagation des fissures de fatigue. Historiquement, ce sont en effet dans les aciers biphasés ferrite-martensite que les meilleures propriétés en fatigue-propagation de tous les aciers et aciers inoxydables réunis ont été mesurées [62]. Ceci a été rationalisé dans la littérature par la tendance de la fissure à se propager dans la phase ferritique et à bifurquer à la rencontre d'îlots de martensite dure, résultant ainsi en une trajectoire très tortueuse. Il serait donc intéressant de considérer l'effet qu'aurait une plus grande quantité de ferrite- δ stabilisée dans le CA6NM et dans la zone affectée thermiquement. Il est toutefois fort probable que les propriétés mécaniques soient aussi affectées par une plus grande quantité de ferrite- δ présente dans la microstructure et une étude complète et exhaustive serait donc nécessaire pour tirer les bonnes conclusions.

La quantité d'austénite résiduelle a été mesurée à plusieurs endroits dans la zone affectée thermiquement, ainsi que dans le métal d'apport et métal de base. La conclusion principale à l'égard de la résistance à la propagation, tel que montré au Chapitre 4, est que l'austénite résiduelle n'a pas une influence significative sur la résistance à la propagation. Cette conclusion ne peut toutefois être tirée que pour les pourcentages mesurés dans le cadre de cette étude. Thibault et al. ont démontré que l'austénite résiduelle présente dans le CA6NM se transforme en

martensite lors de la propagation d'une fissure de fatigue, mais que l'effet sur la résistance à la propagation était négligeable pour les essais réalisés [30]. Ceux-ci ont noté que la faible stabilité de l'austénite pouvait faire en sorte qu'elle se transforme « trop tôt » pour avoir un effet sur la fissure. À cet égard, il serait intéressant de déterminer les facteurs qui pourraient augmenter la stabilité de l'austénite pour qu'elle se transforme au bon moment, suffisamment près de la pointe de la fissure. De manière analogue, il serait aussi intéressant de produire une microstructure du CA6NM et de la zone affectée thermiquement ayant une teneur très élevée en austénite résiduelle de manière à maximiser l'effet de la transformation.

7.3 Influence de la disparité de limite d'élasticité des zones de la soudure

Le Chapitre 5 a montré que pour toutes les éprouvettes avec l'entaille dans la zone affectée thermiquement et testées à ΔK variable, une déviation à l'échelle macroscopique de la fissure pouvait être observée. Celle-ci, initialement dans la zone affectée thermiquement et très près de la ligne de fusion, a eu tendance à dévier vers le métal de base. Ce comportement a été rationalisé en considérant que le métal d'apport et la zone affectée thermiquement ont une limite d'élasticité différente du métal de base. Bien que cette propriété n'était pas disponible pour la zone affectée thermiquement, son niveau relatif entre les zones de la soudure a pu être apprécié en mesurant la microdureté respective de ces zones. Ainsi, la variation de la dureté dans la zone affectée thermiquement, qui diminuait du métal d'apport (zone la plus dure) au métal de base (zone la moins dure) a été associée à une limite élastique décroissante à partir du métal d'apport au métal de base. Cette hétérogénéité de la limite d'élasticité a fait en sorte que la zone plastique en bout d'une fissure se trouvant dans la zone affectée thermiquement près de la ligne de fusion était asymétrique. De ce fait, la fissure a eu tendance à bifurquer vers le métal de base, du côté où la zone plastique était la plus grande.

Ces observations sont intéressantes et peuvent paraître surprenantes, car elles indiquent que la fissure a eu tendance à bifurquer vers la zone possédant la meilleure résistance à la propagation, tel que démontré au chapitre 4. Toutefois, il est important de garder en tête que les facteurs qui influencent la trajectoire de la fissure ne sont pas les mêmes que ceux qui influencent la vitesse à laquelle une fissure de fatigue se propage. En effet, alors que le champ de contraintes en avant du

bout de fissure influence sa trajectoire et mène à des bifurcations lorsque la zone plastique est asymétrique, ce sont surtout les effets extrinsèques se produisant derrière le bout de fissure, i.e. la fermeture, qui influencent sa résistance à la propagation. Ces deux phénomènes sont indépendants et peuvent faire en sorte qu'une fissure puisse naturellement bifurquer vers une zone ayant une résistance à la propagation supérieure dans des joints soudés présentant des zones avec limites d'élasticité différentes.

Enfin, il est bon de mentionner que ce phénomène de déviation a été observé dans des conditions idéales, où l'orientation du chargement par rapport à la position de la fissure était propice. Dans la pratique, c'est le champ de contrainte induit par les chargements agissant sur les roues qui est considéré pour la prédiction de la trajectoire des fissures de fatigue. Il serait donc intéressant de déterminer s'il est possible que l'effet de déviation macroscopique observée dans cette étude agisse mutuellement avec le champ de contrainte en bout de fissure pour dicter sa trajectoire. À cet égard, des simulations élasto-plastiques permettraient de modéliser la zone plastique asymétrique en bout de fissure et de prédire sa trajectoire réelle en tenant compte de la disparité entre la limite d'élasticité des différentes zones de la soudure.

CONCLUSION

Le comportement en fatigue-propagation des joints soudés, et spécifiquement de la zone affectée thermiquement, des roues de turbines hydrauliques est fortement influencé par divers facteurs introduits par le procédé de soudage. Parmi les plus dominants de ces facteurs, on note les contraintes résiduelles induites par le soudage et les différences microstructurales entre les zones des joints soudés. L'effet du traitement thermique post-soudage, qui provient principalement de la réduction des contraintes résiduelles, a aussi été démontré. Enfin, le gradient de résistance entre les zones de la soudure, qui est une conséquence directe du gradient microstructural entre ces zones, a été relevé comme ayant une influence sur la trajectoire de la fissure.

Conclusions principales

Les conclusions principales issues de la recherche dont ce mémoire fait l'objet sont :

1. **Les contraintes résiduelles ont une grande influence sur le comportement en fatigue-propagation des joints soudés de turbines hydrauliques.** Dans cette étude, des contraintes résiduelles mesurées en tension en bout de fissure dans les éprouvettes de fatigue ont résulté en la pleine ouverture de la fissure. Cette absence de fermeture s'est traduite par une dégradation de la résistance à la propagation des fissures de fatigue de la zone affectée thermiquement.
2. **Les contraintes résiduelles se redistribuent avec l'avancement de la fissure, mais la forme générale du profil reste stable.** Dans cette étude, ce comportement a fait en sorte que les contraintes résiduelles en bout de fissure étaient toujours en tension jusqu'à leur relaxation complète avec l'avancement de la fissure
3. **Le traitement thermique post-soudage influence fortement la résistance à la propagation des fissures de fatigue à bas rapport de charge.** Dans cette étude, l'effet du traitement s'est avéré bénéfique à un rapport de charge $R = 0.1$ par la réduction des contraintes résiduelles en tension néfastes. Ceci a eu pour effet de permettre aux mécanismes de fermeture d'avoir lieu. Au rapport de charge $R = 0.7$, l'effet du traitement thermique s'est avéré négligeable, puisque la fissure est pleinement ouverte à ce rapport de charge même sans l'influence des contraintes résiduelles.

4. **La microstructure des zones des joints soudés de roues de turbines hydrauliques, i.e., le métal d'apport, la zone affectée thermiquement et le métal de base, influence le comportement en fatigue-propagation.** Dans cette étude, le niveau de grossièreté de la martensite a résulté en des trajectoires plus ou moins tortueuses et une résistance à la propagation différente entre les zones de la soudure. La zone affectée thermiquement a présenté une trajectoire moins tortueuse que le métal de base, ce qui s'est traduit par une résistance inférieure à la propagation. L'effet de la tortuosité est toutefois limité lorsque le comportement à fissure pleinement ouverte est considéré. Dans ces circonstances, le comportement en fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement n'est que légèrement inférieur à celui du métal de base. Le métal d'apport a été identifié comme étant la zone de la soudure possédant la plus faible résistance à la propagation suite au développement d'une trajectoire de fissure très linéaire dans cette zone.
5. **La disparité entre les limites d'élasticité des zones de joints soudés de roues de turbines hydrauliques, i.e., le métal d'apport, la zone affectée thermiquement et le métal de base, influence la trajectoire macroscopique de la fissure.** Dans cette étude, il a été observé que cette disparité de la limite d'élasticité entre les zones de la soudure a conduit à une asymétrie de la zone plastique en bout de fissure. Ceci a résulté en la déviation graduelle de celle-ci vers le métal de base, i.e., du côté où la zone plastique était la plus grande.

Remarques supplémentaires

En plus d'avoir identifié l'influence de nombreux facteurs sur le comportement en fatigue-propagation, cette étude a démontré que le processus de soudage homogène utilisé pour la fabrication des roues de turbines, combiné à un traitement thermique post-soudage, conduit à des joints soudés présentant une bonne résistance à la propagation des fissures de fatigue. Spécifiquement concernant la zone affectée thermiquement, il a été montré que sa microstructure différente par rapport à l'acier de base CA6NM peut mener à une contribution réduite de la tortuosité de la trajectoire de la fissure, et donc à une résistance réduite à la propagation. Toutefois, la résistance à la propagation intrinsèque, sans fermeture, de la zone affectée thermiquement a été déterminée comme étant très similaire à celle du CA6NM de par l'influence limitée de la tortuosité de la trajectoire pour une fissure pleinement ouverte. Concernant donc la grande question posée au début de ce mémoire à savoir si la zone affectée thermiquement de joints soudés en CA6NM est une zone à risque pour la propagation des fissures de fatigue, *la*

réponse est non, à condition que le comportement en fatigue-propagation à fissure pleinement ouverte soit considéré. Les résultats de cette étude ajoutent donc une confiance supplémentaire aux méthodes d'analyses qui se basent sur la résistance intrinsèque à la propagation et qui sont utilisées pour la conception et le dimensionnement des joints soudés des roues de turbines. Toutefois, en raison de la déviation de la fissure observée lors des essais présentés au Chapitre 5, les résultats obtenus pourraient ne pas refléter le pire cas, puisqu'il a été démontré au Chapitre 4 que la résistance à la propagation de la zone affectée thermiquement varie selon la distance à la ligne de fusion. En raison de ces incertitudes expérimentales, une mise en garde est soulevée concernant l'utilisation à des fins de calculs de propriétés de fatigue-propagation de la zone affectée thermiquement déterminées expérimentalement. L'utilisation de facteurs de sécurité sur les propriétés en fatigue de la zone affectée thermiquement est donc fortement recommandée pour tenir compte de ces incertitudes.

Recommandations de travaux futurs

Il serait intéressant de poursuivre les efforts de cette recherche en réalisant des essais de fatigue-propagation supplémentaires dans la zone affectée thermiquement en tenant compte des incertitudes expérimentales soulevées dans ce mémoire et en étudiant d'autres paramètres importants, tels que la température du traitement thermique post-soudage, la fréquence de chargement et la taille des éprouvettes d'essais.

Les incertitudes expérimentales mentionnées provenaient principalement du fait que la fissure a dévié à travers la zone affectée thermiquement, alors qu'il serait intéressant de restreindre la trajectoire de la fissure dans la zone la plus critique. Plusieurs méthodes pourraient être explorées pour y arriver. Des rainures latérales sur les échantillons d'essais permettraient de contraindre la fissure à un plan de propagation choisi. Aussi, l'utilisation du système Gleeble[®] permettrait d'obtenir des éprouvettes d'essai avec une microstructure homogène représentative d'une certaine portion de la zone affectée thermiquement. Par ailleurs, ce mémoire a démontré que les essais de fatigue-propagation à ΔK constant avec la fissure se propageant perpendiculairement à la zone affectée thermiquement permettent de mieux comparer la résistance à la propagation entre les différentes zones de la soudure. La réalisation de tels essais à plusieurs valeurs de ΔK , notamment près du seuil, permettraient de mettre d'avantage en évidence les effets microstructuraux ayant été identifiés au Chapitre 4.

Concernant les paramètres additionnels à étudier lors d'essais de fatigue-propagation, nous savons dans un premier temps que la température du traitement thermique post-soudage influence la quantité d'austénite reformée. L'étude de l'effet de ce paramètre permettrait de déterminer s'il existe une température de traitement optimale qui mènerait à la précipitation suffisante d'austénite pour que celle-ci ait un impact significatif sur la résistance à la propagation. La fréquence du chargement peut aussi avoir un effet, particulièrement en milieu aqueux, où la cinétique de corrosion en bout de fissure en est influencée. Diverses sources de chargements agissent à différentes fréquences sur les roues de turbines, alors il serait intéressant de faire varier ce paramètre pour en déterminer l'influence sur la résistance à la propagation. Enfin, puisqu'il est connu que l'épaisseur des éprouvettes d'essais peut influencer les résultats obtenus lors d'essais de fatigue-propagation, il serait important de réaliser des essais avec des éprouvettes soudées de taille comparable aux dimensions caractéristiques des roues de turbines. Ceci permettrait de valider l'utilisation de propriétés en fatigue-propagation provenant d'éprouvettes de petite taille qui présentent moins de défis expérimentaux que les éprouvettes de grande taille.

RÉFÉRENCES

- [1] A. A. Griffith, "The phenomena of rupture and flow in solids," *Philos T R Soc Lond*, vol. A221, pp. 163-198, 1920.
- [2] G. R. Irwin, "Analysis of stresses and strains near end of crack traversing plate," *J Appl Mech*, vol. 24, pp. 361-364, 1957.
- [3] I. N. Sneddon, "The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid," *P R Soc Lond A-Conta*, vol. 187, pp. 229-260, October 22, 1946 1946.
- [4] H. M. Westergaard, "Bearing pressures and cracks," *J Appl Mech*, vol. 6, pp. -49---53, 1939.
- [5] H. Tada, P. P. C. Paris, and G. R. Irwin, *The Stress Analysis of Cracks Handbook*: American Society of Mechanical Engineers, 2000.
- [6] G. C. Sih and F. Erdogan, "On crack extension in plants (Plates) under plane loading and transverse shear," presented at the ASME Meeting WA-163, New York, NY, United States, 1962.
- [7] P. C. Paris, M. P. Gomez, and W. E. Anderson, "A Rational Analytic Theory of Fatigue," *The Trend in Engineering*, vol. 13, pp. 9-14, 1961.
- [8] W. W. Gerberich and N. R. Moody, "Review of fatigue fracture topology effects on threshold and growth mechanisms," presented at the Fatigue Mechanisms, ASTM STP 675, Kansas City, USA, 1979.
- [9] J. I. Dickson, J. P. Bailon, and J. Masounave, "Review on the threshold stress intensity range for fatigue crack propagation," *Can Metall Quart*, vol. 20, pp. 317-329, 1981.
- [10] L. Lawson, E. Y. Chen, and M. Meshii, "Near-threshold fatigue: a review," *Int J Fatigue*, vol. 21, Supplement 1, pp. S15-S34, 1999.
- [11] D. Taylor, *Fatigue thresholds*: Butterworths, 1989.
- [12] R. O. Ritchie, "Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids," *Int J Fracture*, vol. 100, pp. 55-83, 1999.

- [13] E. K. Walker, "The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7076-T6 aluminum," presented at the Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life, ASTM STP462, Atlanta, USA, 1970.
- [14] J. Lanteigne, M. Sabourin, T. Bui-Quoc, and D. Julien, "The characteristics of the steels used in hydraulic turbine runners," presented at the IAHR 24th Symposium on Hydraulic Machinery and Systems, Foz Do Iguassu, Brazil 2008.
- [15] R. G. Forman, V. E. Kearney, and R. M. Engle, "Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures," presented at the ASME Winter Annual Meeting WA/Met-4, New York, NY, United States, 1966.
- [16] C. Laird, "Mechanisms and Theories of Fatigue," *Fatigue and Microstructure*, pp. 149-203, 1979.
- [17] W. Elber, "The significance of fatigue crack closure," presented at the Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, Toronto, Canada, 1971.
- [18] P. Johan Singh, C. K. Mukhopadhyay, T. Jayakumar, S. L. Mannan, and B. Raj, "Understanding fatigue crack propagation in AISI 316 (N) weld using Elber's crack closure concept: Experimental results from GCMOD and acoustic emission techniques," *Int J Fatigue*, vol. 29, pp. 2170-2179, 2007.
- [19] G. Pouget and A. P. Reynolds, "Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds," *Int J Fatigue*, vol. 30, pp. 463-472, 2008.
- [20] B. L. Boyce and R. O. Ritchie, "Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in Ti-6Al-4V," *Eng Fract Mech*, vol. 68, pp. 129-147, 2/1/ 2001.
- [21] W. Elber, "Fatigue Crack Closure Under Cyclic Tension," *Eng Fract Mech*, vol. 2, pp. 37-45, 1970.
- [22] S. Suresh, *Fatigue of materials*: Cambridge University Press, 1998.
- [23] G. T. Gray Iii, J. C. Williams, and A. W. Thompson, "Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth," *Metall Trans A*, vol. 14 A, pp. 421-433, 1983.

- [24] S. Banerjee, "Crack closure in fatigue - A review, part I: Mechanisms and prediction," *T Indian I Metals*, vol. 38, pp. 167-186, 1985.
- [25] S. Suresh, "Fatigue crack deflection and fracture surface contact: Micromechanical models," *Metall Trans A*, vol. 16, pp. 249-260, 1985/01/01 1985.
- [26] S. Suresh, G. Zamiski, and D. Ritchie, "Oxide-Induced Crack Closure: An Explanation for Near-Threshold Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior," *Metall Mater Trans A*, vol. 12, pp. 1435-1443, 1981.
- [27] S. Suresh, "Crack deflection: Implications for the growth of long and short fatigue cracks," *Metall Trans A*, vol. 14 A, pp. 2375-2385, 1983.
- [28] J. Enerhaug, Ø. Grong, and U. M. Steinsmo, "Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments," *Sci Technol Weld Joi*, vol. 6, pp. 330-338, 2001.
- [29] D. Thibault, P. Bocher, and M. Thomas, "Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel," *J Mater Process Tech*, vol. 209, pp. 2195-2202, 2009.
- [30] D. Thibault, P. Bocher, M. Thomas, J. Lantaigne, P. Hovington, and P. Robichaud, "Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13%Cr–4%Ni stainless steel," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 528, pp. 6519-6526, 2011.
- [31] D. Thibault, P. Bocher, M. Thomas, M. Gharghour, and M. Côté, "Residual stress characterization in low transformation temperature 13%Cr–4%Ni stainless steel weld by neutron diffraction and the contour method," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 527, pp. 6205-6210, 2010.
- [32] É. Moisan, M. Sabourin, M. Bernard, and T. Bui-Quoc, "Residual stress measurements in hydraulic turbine welded joints," presented at the IAHR 23rd Symposium on Hydraulic Machinery and Systems, Yokohama, Japan 2006.
- [33] ASTM, "ASTM E837-08e2 Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method," ed: ASTM International, 2012.

- [34] J. Mathar, "Determination of initial stresses by measuring deformations around drilled holes," *American Society of Mechanical Engineers - Transactions*, vol. 56, pp. 249-254, 1934.
- [35] H. H. Lester and R. H. Aborn, "The behavior under stress of the iron crystals in steel," *Army Ordnance*, vol. 6, pp. 200-207, 1925.
- [36] ASTM, "ASTM E2860-12 Standard Test Method for Residual Stress Measurement by X-Ray Diffraction for Bearing Steels," ed: ASTM International, 2012.
- [37] M. B. Prime, "Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut," *J Eng Mater-T ASME*, vol. 123, pp. 162-168, 2001.
- [38] A. Allen, C. Andreani, M. T. Hutchings, and C. G. Windsor, "Measurement of internal stress within bulk materials using neutron diffraction," *NDT Int*, vol. 14, pp. 249-254, 1981.
- [39] A. Ohta, N. Suzuki, and Y. Maeda, "Unique fatigue threshold and growth properties of welded joints in a tensile residual stress field," *Int J Fatigue*, vol. 19, pp. 303-310, 1997.
- [40] L. W. Tsay, T. S. Chern, C. Y. Gau, and J. R. Yang, "Microstructures and fatigue crack growth of EH36 TMCP steel weldments," *Int J Fatigue*, vol. 21, pp. 857-864, 1999.
- [41] L. W. Tsay, C. C. Liu, Y. H. Chao, and Y. H. Shieh, "Fatigue crack propagation in 2.25 Cr-1.0Mo steel weldments in air and hydrogen," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 299, pp. 16-26, 2001.
- [42] T. Weerasooriya, "FATIGUE CRACK PROPAGATION IN THE HEAT-AFFECTED ZONE OF 2 1/4 Cr-1 Mo STEEL AND ERNiCr-3 WELDMENTS," in *Application of 2 1/4Cr-1 Mo Steel for Thick-Wall Pressure Vessels*, ASTM STP755, Denver, CO, USA, 1982, pp. 109-126.
- [43] C. S. Kusko, J. N. Dupont, and A. R. Marder, "The Influence of Microstructure on Fatigue Crack Propagation Behavior of Stainless Steel Welds," *Weld J*, vol. 83, pp. 6S-14S, 2004.
- [44] Y. Xiong and X. X. Hu, "The effect of microstructures on fatigue crack growth in Q345 steel welded joint," *Fatigue Fract Eng M*, vol. 35, pp. 500-512, 2012.

- [45] A. G. M. Pukasiewicz, S. L. Henke, and W. J. P. Casas, "Effect of post-weld heat treatment on fatigue crack propagation in welded joints in CA6NM martensite stainless steel," *Welding International*, vol. 20, p. 6, 2006.
- [46] G. Bussu and P. E. Irving, "The role of residual stress and heat affected zone properties on fatigue crack propagation in friction stir welded 2024-T351 aluminium joints," *Int J Fatigue*, vol. 25, pp. 77-88, 2003.
- [47] M. Itatani, J. Fukakura, M. Asano, M. Kikuchi, and N. Chujo, "Fatigue crack growth behavior of weld heat-affected zone of type 304 stainless steel in high temperature water," *Nucl Eng Des*, vol. 153, pp. 27-34, 1994.
- [48] P. M. G. Moreira, A. M. P. de Jesus, A. S. Ribeiro, and P. M. S. de Castro, "Fatigue crack growth in friction stir welds of 6082-T6 and 6061-T6 aluminium alloys: a comparison," *Theor Appl Fract Mec*, vol. 50, pp. 81-91, 2008.
- [49] ASTM, "ASTM E647-11e1 Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates," ed: ASTM International, 2011.
- [50] G. Zengliang and Z. Kangda, "Comparison of the fracture and fatigue properties of 16MnR steel weld metal, the HAZ and the base metal," *J Mater Process Tech*, vol. 63, pp. 559-562, 1997.
- [51] B. K. Choudhary, M. Roedig, and S. L. Mannan, "Fatigue crack growth behaviour of base metal, weld metal and heat affected zone of alloy 800 at 823 K," *T Indian I Metals*, vol. 57, pp. 639-49, 2004.
- [52] W. Xuedong, S. Qingyu, W. Xin, and Z. Zenglei, "The influences of precrack orientations in welded joint of Ti-6Al-4V on fatigue crack growth," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 527, pp. 1008-15, 2010.
- [53] L. W. Tsay, C. S. Chung, and C. Chen, "Fatigue crack propagation of D6AC laser welds," *Int J Fatigue*, vol. 19, pp. 25-31, 1997.
- [54] K. Sanghoon, K. Donghwan, K. Tae-Won, L. Jongkwan, and L. Changhee, "Fatigue crack growth behavior of the simulated HAZ of 800 MPa grade high-performance steel," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 528, pp. 2331-2338, 2011.

- [55] Y. Adonyi, "Heat-affected zone characterization by physical simulations," *Welding Journal (Miami, Fla)*, vol. 85, pp. 42-47, 2006.
- [56] S. Morito, X. Huang, T. Furuhashi, T. Maki, and N. Hansen, "The morphology and crystallography of lath martensite in alloy steels," *Acta Mater*, vol. 54, pp. 5323-5331, 2006.
- [57] S. Morito, H. Saito, T. Ogawa, T. Furuhashi, and T. Maki, "Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels," *ISIJ International*, vol. 45, pp. 91-94, 2005.
- [58] K. Tokaji, M. Akita, M. Nakajima, and T. Shimizu, "Fatigue crack propagation of 444 stainless steel welded joints in air and in 3%NaCl aqueous solution," *Mater Design*, vol. 27, pp. 92-9, 2006.
- [59] D. A. Herrera, G. Velazquez, and A. De J. Morales Ramirez, "Fatigue crack propagation in SAW seam welds of API 5L X42 steel pipe in the radial short direction," *Journal of ASTM International*, vol. 7, 2010.
- [60] K. Nakashima, H. Shimanuki, T. Nose, and T. Ishikawa, "Effects of martensite as a hard secondary phase on fatigue crack growth properties in heavy steel plate," *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, vol. 27, pp. 21-27, 2009.
- [61] A. K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, and G. Madhusudhan Reddy, "On the fatigue behaviour of electron beam and gas tungsten arc weldments of 409M grade ferritic stainless steel," *Mater Design*, vol. 35, pp. 760-9, 2012.
- [62] V. B. Dutta, S. Suresh, and R. O. Ritchie, "Fatigue crack propagation in dual-phase steels: Effects of ferritic-martensitic microstructures on crack path morphology," *Metall Mater Trans A*, vol. 15A, pp. 1193-207, 1984.
- [63] D. F. Laurito, C. A. R. P. Baptista, M. A. S. Torres, and A. J. Abdalla, "Microstructural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel," *Procedia Engineering*, vol. 2, pp. 1915-1925, 2010.
- [64] K. V. Sudhakar and E. S. Dwarakadasa, "A study on fatigue crack growth in dual phase martensitic steel in air environment," *B Mater Sci*, vol. 23, pp. 193-9, 2000.

- [65] M. A. Carneiro, M. V. Pereira, F. A. Darwish, and S. H. Motta, "Influence of tempered martensite content on the fatigue crack propagation in a structural steel," presented at the 11th International Conference on Fracture, Turin, Italy, 2005.
- [66] R. Idris and Y. Prawoto, "Influence of ferrite fraction within martensite matrix on fatigue crack propagation: An experimental verification with dual phase steel," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 552, pp. 547-554, 2012.
- [67] W. J. P. Casas, S. L. Henke, and N. Novicki, "Fracture toughness of CA6NM alloy, quenched and tempered, and of its welded joint without PWHT," *Welding International*, vol. 23, pp. 166-172, 2009/03/01 2009.
- [68] C. Bathias and R. M. Pelloux, "Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steels," *Metall Trans*, vol. 4, pp. 1265-1273, 1973.
- [69] Z. Khan and M. Ahmed, "Stress-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels: effect on fatigue crack growth rate," *J Mater Eng Perform*, vol. 5, pp. 201-8, 1996.
- [70] S. Biswas, S. Sivaprasad, N. Narasaiah, S. Tarafder, and P. C. Chakraborti, "Load history effect on FCGR behaviour of 304LN stainless steel," *Int J Fatigue*, vol. 29, pp. 786-791, 2007.
- [71] X. Cheng, R. Petrov, L. Zhao, and M. Janssen, "Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios," *Eng Fract Mech*, vol. 75, pp. 739-749, 2008.
- [72] C. Y. Huo and H. L. Gao, "Strain-induced martensitic transformation in fatigue crack tip zone for a high strength steel," *Mater Charact*, vol. 55, pp. 12-18, 2005.
- [73] M. Beghini, L. Bertini, and E. Vitale, "Fatigue crack growth in residual stress fields: Experimental results and modelling," *Fatigue Fract Eng M*, vol. 17, pp. 1433-1444, 1994.
- [74] G. A. Webster and A. N. Ezeilo, "Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes," *Int J Fatigue*, vol. 23, Supplement 1, pp. 375-383, 2001.
- [75] C. Jang, P.-Y. Cho, M. Kim, S.-J. Oh, and J.-S. Yang, "Effects of microstructure and residual stress on fatigue crack growth of stainless steel narrow gap welds," *Mater Design*, vol. 31, pp. 1862-1870, 2010.

- [76] Y. B. Lee, C. S. Chung, Y. K. Park, and H. K. Kim, "Effects of redistributing residual stress on the fatigue behavior of SS330 weldment," *Int J Fatigue*, vol. 20, pp. 565-573, 1998.
- [77] H. Jiun-Ren, J. Ming-Chang, and W. Chien-Chun, "Post weld heat treatment effects on fatigue crack propagation in an electron beam weldment," *Fatigue Fract Eng M*, vol. 16, pp. 941-54, 1993.
- [78] F. R. Chen, L. X. Huo, Y. F. Zhang, L. Zhang, F. J. Liu, and G. Chen, "Effects of electron beam local post-weld heat-treatment on the microstructure and properties of 30CrMnSiNi2A steel welded joints," *J Mater Process Tech*, vol. 129, pp. 412-417, 2002.
- [79] M. C. Young, L. W. Tsay, C. S. Shin, and S. L. I. Chan, "The effect of short time post-weld heat treatment on the fatigue crack growth of 2205 duplex stainless steel welds," *Int J Fatigue*, vol. 29, pp. 2155-2162, 2007.
- [80] T. C. Yang and C. Chen, "Laser welding of 422 stainless steel with inconel 625 filler metal," *ISIJ International*, vol. 44, pp. 852-857, 2004.
- [81] P. Bilmes, C. Llorente, and J. Ipiña, "Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds," *J Mater Eng Perform*, vol. 9, pp. 609-615, 2000.
- [82] P. Robichaud, "Stabilité de l'austénite résiduelle de l'acier inoxydable 415 soumis a la fatigue oligocyclique," M.Eng., Ecole de Technologie Supérieure, Montreal, 2007.
- [83] A. Trudel, M. Brochu, and M. Lévesque, "Residual stress effects on the propagation of fatigue cracks in the weld of a CA6NM stainless steel," presented at the 13th International Conference on Fracture, Beijing, China 2013.
- [84] A. Trudel, M. Lévesque, and M. Brochu, "Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld," *Eng Fract Mech*, vol. 15, pp. 60-72, 2014.
- [85] A. Trudel, M. Sabourin, M. Lévesque, and M. Brochu, "Fatigue crack growth in the heat affected zone of a hydraulic turbine runner weld," *Int J Fatigue*, In press.

- [86] ASTM, "ASTM A743 / A743M - 13 Standard Specification for Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application," ed: ASTM International, 2013.
- [87] R. Zipp and E. Dahlberg, "Preparation and preservation of fracture specimens," in *ASM Handbook*. vol. 12, ed: ASM, 1987, pp. 72-77.
- [88] R. O. Ritchie, "Effect of strength and grain size on near-threshold fatigue crack growth in ultra-high strength steel," presented at the 4th International Conference on Fracture, Waterloo, Ont, USA 1977.
- [89] J. Masounave and J. P. Bailon, "Effect of grain size on the threshold stress intensity factor in fatigue of a ferritic steel," *Scripta Metall*, vol. 10, pp. 165-170, 1976.
- [90] G. R. Chanani, S. D. Antolovich, and W. W. Gerberich, "Fatigue crack propagation in TRIP steels," *Metall Trans*, vol. 3, pp. 2661-2672, 1972.
- [91] A. G. Pineau and R. M. Pelloux, "Influence of strain-induced martensitic transformations on fatigue crack growth rates in stainless steels," *Metall Mater Trans A*, vol. 5, pp. 1103-12, 1974.
- [92] L. W. Tsay, M. C. Young, and C. Chen, "Fatigue crack growth behavior of laser-processed 304 stainless steel in air and gaseous hydrogen," *Corros Sci*, vol. 45, pp. 1985-1997, 2003.
- [93] M. Sarwar and R. Priestner, "Fatigue crack propagation behavior in dual-phase steel," *J Mater Eng Perform*, vol. 8, pp. 245-251, 1999.
- [94] R. C. McClung, "A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue," *Fatigue Fract Eng M*, vol. 30, pp. 173-205, 2007.
- [95] L. Edwards, "Influence of residual stress redistribution on fatigue crack growth and damage tolerant design," *Mater Sci Forum*, vol. 524-525, pp. 363-372, 2006.
- [96] M.-L. Zhu and F.-Z. Xuan, "Effect of microstructure on appearance of near-threshold fatigue fracture in Cr-Mo-V steel," *Int J Fracture*, vol. 159, pp. 111-120, 2009.

- [97] K. S. Ravichandran, E. S. Dwarakadasa, and Kishore, "Some considerations on the occurrence of intergranular fracture during fatigue crack growth in steels," *Mater Sci Eng*, vol. 83, pp. L11-L16, 1986.
- [98] A. Macadre, M. Artamonov, S. Matsuoka, and J. Furtado, "Effects of hydrogen pressure and test frequency on fatigue crack growth properties of Ni-Cr-Mo steel candidate for a storage cylinder of a 70MPa hydrogen filling station," *Eng Fract Mech*, vol. 78, pp. 3196-3211, 2011.
- [99] J. D. Frandsen and H. L. Marcus, "Correlation between grain size and plastic zone size for environmental hydrogen assisted fatigue crack propagation," *Scripta Metall*, vol. 9, pp. 1089-1094, 1975.
- [100] G. Clark, "Fatigue at low growth rates in a maraging steel," *Fatigue Fract Eng M*, vol. 9, pp. 131-142, 1986.
- [101] R. J. Cooke, P. E. Irving, G. S. Booth, and C. J. Beevers, "Slow fatigue crack growth and threshold behaviour of a medium carbon alloy steel in air and vacuum," *Eng Fract Mech*, vol. 7, pp. 69-77, 1975.
- [102] M. Sabourin, J.-L. Gagné, G. S., A. St-Hilaire, and J. De La Bruère-Terreault, "Mechanical loads and fatigue analysis of a francis runner," presented at the HydroVision, Montreal, Canada, 2004.
- [103] M. Sabourin, D. Thibault, D. A. Bouffard, and M. Levesque, "New parameters influencing hydraulic runner lifetime," presented at the 25th IAHR Symposium on Hydraulic Machinery and Systems, Timisoara, Romania, 2010.
- [104] L. W. Tsay and C. Y. Tsay, "Effect of microstructures on the fatigue crack growth in Ti-6Al-4V laser welds," *Int J Fatigue*, vol. 19, pp. 713-720, 1997.
- [105] (2013). *410NiMo AC-DC Datasheet*. Available: http://www.hobartbrothers.com/uploads/pdf/datasheets/410NiMo_ACDC.pdf
- [106] A. J. McEvily and R. O. Ritchie, "Crack closure and the fatigue-crack propagation threshold as a function of load ratio," *Fatigue Fract Eng M*, vol. 21, pp. 847-855, Jul 1998.

- [107] H. Zhang, Y. Zhang, L. Li, and X. Ma, "Influence of weld mis-matching on fatigue crack growth behaviors of electron beam welded joints," *Mat Sci Eng A-Struct*, vol. 334, pp. 141-146, 2002.
- [108] K. R. Dowse and C. E. Richards, "Fatigue crack propagation through weld heat affected zones," *Metall Trans*, vol. 2, pp. 599-603, 1971/02/01 1971.
- [109] J. C. Newman, "A crack opening stress equation for fatigue crack growth," *Int J Fracture*, vol. 24, pp. 131-135, 1984.
- [110] J. C. Newman Jr, J. H. Crews Jr, C. A. Bigelow, and D. S. Dawicke, "Variations of a global constraint factor in cracked bodies under tension and bending loads," presented at the Constraint Effects in Fracture Theory and Applications: Second Volume, ASTM STP1244, Philadelphia, USA, 1995.
- [111] J. H. Kim and S. B. Lee, "Behavior of plasticity-induced crack closure and roughness-induced crack closure in aluminum alloy," *Int J Fatigue*, vol. 23, pp. S247-S251, 2001.